

ХОЛОДНОЛОМКОСТЬ СТАЛИ

ДОБРОВИДОВ А.Н.

Профессор, доктор технических наук

I. Обзор литературы

Со времени выхода нашей работы [13] в конце 1937 года интерес к вопросам, связанным с холодноломкостью стали, не потерялся. Об этом свидетельствует большое количество работ, посвященных проблеме ударной хрупкости при низких температурах.

Весьма интересной монографией представляется книга С.Е. Беляева [2], посвященная вопросу прочности авиационных металлов при низких температурах. В этом обширном исследовании автор приводит обзор литературы и излагает результаты своих интересных и больших по масштабу опытов.

Все сплавы, которые он изучал, С.Е. Беляев делит на три основные группы по строению их кристаллической решетки. К первой группе им отнесены сплавы, обладающие пространственной решеткой центрального куба – армко-железо, стали У4 и У9, хромансиль, стали хромомолибденовая (ХТМ) и хромоникелевая (ХЗН). Ко второй группе, – имеющие решетку гранецентрированного куба (медь, алюминий, дуралюмин, нержавеющая аустенитная сталь, силумин и некоторые другие сплавы). И, наконец, к третьей группе, – характеризующиеся гексагональной пространственной решеткой (чистый цинк и кадмий, электрон ВИАМ-95). Испытания (на статическую прочность, ударную вязкость, кручение, на усталость переменным изгибом, исследование прочности сварного шва) проводились в температурном интервале от +100 и до –195°.

Выводы, к которым пришел автор, заключаются коротко в следующем.

Армко-железо – представитель металлов первой группы – показало чрезвычайное снижение ударной вязкости (образцы употреблялись стандартные с надрезом Менаже) при –70°. Значение ударной вязкости падает с 24 кгм/см² (при +20°) до 1 кгм/см (при –70°).

Как указывает автор, в образцах, подвергнутых динамическому испытанию на копре при +20°, видны (при увеличении в 100 раз) сдвиги в пластически деформированных кристаллитах. При –70° и 195° изломы образцов совершенно хрупкие: на микрофотографии пластическая деформация кристаллов, характеризующаяся появлением линий сдвигов, не заметна. На испытанных при –40° образцах заметны смешанные изломы.

Ударная вязкость стали У4 также весьма сильно уменьшается с падением температуры испытания. Однако критическая температура хрупкости этой стали значительно ниже, чем у армко-железа (около –100°).

Сталь хромансиль (состава 0,30% С, 1,1% Мн, 0,97% Cr, 0,97% Si) дала после закалки и низкого (225°) отпуска более медленное падение ударной вязкости при понижении температуры испытания.

Экспериментальные данные С.Е. Беляева, касающиеся металлов первой группы, совпадают в основном с результатами других авторов, исследовавших углеродистые стали.

Ударная вязкость металлов второй группы (медь, алюминий и некоторые его сплавы, аустенитные стали) слабо зависит от температуры испытания по сравнению с металлами первой группы. Интересно, что наибольшую ударную вязкость сплавы с центрированногранной кубической решеткой имеют в интервале температур от –20° до –100°. Некоторые литые алюминиевые сплавы несколько снижают ударную вязкость при температурах от –40° до –70° (на 15–20%) по сравнению с ударной вязкостью при комнатной температуре.

Ударная вязкость металлов третьей группы меняется с понижением температуры так же, как и металлов первой. Разница лишь в том, что область ударной хрупкости находится при более высоких, чем комнатная, температурах.

С.Е. Беляев объясняет это тем, что гексагональная кристаллическая решетка имеет лишь одну возможную плоскость сдвига (плоскость базиса) в противоположность кубическим пространственным решеткам, обладающим значительно большим числом возможных плоскостей сдвига.

При статических испытаниях на растяжение было обнаружено, что у металлов первой группы, как правило, возрастают с понижением температуры опыта: временное сопротивление, пределы текучести и пропорциональности. Относительное удлинение при тех же условиях или остается неизменным, или несколько увеличивается. Сужение поперечного сечения уменьшается.

Сопротивление разрыву у металлов второй группы растет с понижением температуры быстрее, чем предел текучести. Относительное удлинение увеличивается, хотя в случае отожженного алюминия оно уменьшается. Литые алюминиевые сплавы дают пестрые результаты: наблюдается и повышение, и падение прочности и вязкости при пониженных температурах в зависимости от состава и особенностей структуры различных литых алюминиевых сплавов.

У металлов третьей группы их механические свойства меняются аналогично изменению свойств металлов первой группы – предел текучести растет быстрее с падением температуры по сравнению с изменением временного сопротивления. Но одновременно очень сильно падает относительное удлинение и сужение поперечного сечения.

Серия испытаний на усталость при -70° дала очень интересные результаты. Как уже упоминалось в нашей работе и как следовало ожидать на основании теоретических предпосылок, предел усталости перлитных сталей возрастает при понижении температуры опыта. В самом деле, почти всегда предел усталости увеличивается с ростом предела упругости, а это именно и наблюдается с понижением температуры опыта.

В главе IV С. Е. Беляев рассматривает влияние термической обработки, продолжительности охлаждения, влияние многократного охлаждения, и величины аустенитного зерна на свойства некоторых сплавов и сталей при низких температурах.

Автор приходит к заключению, что сорбитная структура, полученная путем закалки и высокого отпуска перлитных сталей (У4 и ХЗН), не обнаруживает значительной хрупкости при низких температурах. Продолжительное и многократное охлаждение до низких температур совершенно не отражается на свойствах сплавов при обычных температурах, если охлаждение не вызывает каких-либо структурных превращений (распадение переохлажденного аустенита, например).

Изменение величины природного зерна стали довольно сильно влияет на ударную вязкость при низких температурах. Мелкозернистая сталь (зерно № 8) показывает при -70° ударную вязкость на 40% более высокую по сравнению с крупнозернистой сталью (зерно № 2).

Изучение кинетики распада аустенита привело автора в V главе работы к заключению, что в полуаустенитных сталях наблюдается после закалки и последующего охлаждения (до -40° и -195°) распад аустенита, что приводит к повышению прочности и уменьшению ударной вязкости.

Из этого краткого изложения весьма интересной и обстоятельной работы С.Е. Беляева видно, что он на большом экспериментальном материале подтвердил в основном выводы, сделанные нами в первой части нашей работы о холодноломкости углеродистой стали.

С.Е. Беляев, располагая обширным опытным материалом, не ставил перед собой задачи выяснить причины холодноломкости, найти механизм хрупкого излома. Он указывает лишь, что "природа металла является основным фактором, определяющим его поведение в различных температурных условиях".

Как было упомянуто при изложении цитированной работы, С.Е. Беляев привел несколько микрофотографий стали вблизи излома. Разбирая две из них, он приходит к выводу, что на шлифе армо-железа (фиг. 14 в книге С.Е. Беляева) хорошо видны линии сдвигов на кристаллитах, тогда как при хрупком изломе при -195° зерна металла не испытывают пластической деформации (фиг. 15). К сожалению, эти микрофотографии отпечатаны на плохой бумаге и многих деталей структуры рассмотреть невозможно. Но нам кажется, что на фиг. 14 довольно хорошо заметны изогнутые двойники ("линии Неймана"), а на фиг. 15 имеется значительное количество двойников, образовавшихся в крупных кристаллах феррита. Как увидим в дальнейшем, подобное предположение вполне естественно вследствие особенностей строения рассматриваемого металла и характера деформации, которой он подвергался.

В обзоре литературы, приведенном в монографии С.Е. Беляева, даны ссылки на большое количество работ, опубликованных до 1938 г. На основании этого обзора автор приходит к заключению, что "экспериментальные данные многих исследований не позволяют объяснить природу хрупкого разрушения металлов при низких температурах".

С большим удовлетворением можно отметить, что за последние пять лет наиболее важные и интересные в теоретическом отношении работы принадлежат советским исследователям.

Особенно много принципиально важных исследований напечатано за это время Н.Н. Давиденковым и его сотрудниками. В своей книге [11] Н.Н. Давиденков дает исчерпывающий обзор литературы по затронутому вопросу.

В результате этих опытов также подтверждаются все основные положения, высказанные в нашем исследовании [13].

Температура хрупкого излома металлов, на ударную вязкость которых сильно влияет температурный режим опыта, зависит, при динамической нагрузке, от их состава, структуры, величины и формы образца, состояния его поверхности, скорости деформации. Если суммарное влияние всех этих факторов направлено в благоприятную в смысле снижения температуры хрупкого излома сторону, то эта температура может сдвинуться (и весьма значительно) в сторону низких температур. Как указывает Н.Н. Давиденков в своей монографии [11] (стр. 74) изменение условий обработки поверхности образцов для динамического испытания может сдвинуть среднюю температуру критического интервала хрупкости с -81 до -163 .

Вообще Н.Н. Давиденков указывает на зависимость холодноломкости от:

- а) факторов, определяющих форму и размеры детали;
- б) факторов механических, определяющих вид напряженного состояния детали;
- в) фактора скорости, с которой деформируется данная деталь;
- г) факторов технологических, обуславливающих механическую и термическую обработку, состояние поверхности детали;
- д) факторов химических, определяющих состав сплава.

Очевидно, для данной детали, работающей в определенных условиях, (характеризующихся постоянством факторов формы и факторов механических – а и б) при нагрузках более или менее известного характера, (фактор скорости – в) остаются переменными лишь факторы г и д.

Если принять, что состояние поверхности определяется методикой изготовления данной детали, ее механической (и отчасти и термической) обработкой, то переменными факторами являются только состав и структура стали.

В нашей книге [13] (стр. 127–128, гл. VII) указано, что в работе "дана – попытка объяснить причину холодноломкости железа и его сплавов с углеродом в зависимости от их внутреннего строения".

В предлагаемом исследовании, являющемся второй частью работы, эта попытка несколько расширена на основании материалов, появившихся за последнее время, и собственных опытов.

II. Гипотезы о природе холодноломкости

Н.Н. Давиденков [11] говорит, что "несмотря на обилие опытов, посвященных вопросам хрупкости, мы до сих пор не можем сделать окончательного выбора между тремя гипотезами, которые предлагаются для ее объяснения". В основу этих гипотез легли опыты с кристаллами, имеющими в большинстве ионные решетки (например, каменная соль) и безоговорочный перенос этих гипотез на металлические (электронные) решетки, очевидно, невозможен. Но, безусловно, исследование неметаллических кристаллов может служить в качестве первого приближения при решении основного вопроса – холодноломкости кристаллов железа, обладающих электронной решеткой.

1. Гипотеза А. Ф. Иоффе

В основу гипотезы, предложенной А.Ф. Иоффе, положен тот факт, что хрупкая прочность (σ_T) не зависит от температуры. Хрупкая прочность кристаллов каменной соли, как показали опыты А.Ф. Иоффе, является практически постоянной в весьма большом интервале температур: от -190° до 700° .

М. Георгиев и Е. Шмид [31] нашли, что хрупкая прочность висмута, имеющего плоскость разрушения (111), в пределах температур от -80° до $+20^\circ$, практически постоянна. То же получили Зауервальд, Шмидт и Кремер [34] для монокристаллов железа при -90° и -194° .

С другой стороны, известно сильное влияние температуры на предел текучести σ_s . У кристаллов каменной соли значение σ_s меняется в пределах от 900 г/мм^2 до 20 г/мм^2 в интервале температур от 0° до 800° . Предел текучести металлических кристаллов также очень сильно зависит от температуры.

В координатах температура – напряжение хрупкая прочность кристалла каменной соли (σ_T) изображится в виде прямой, параллельной оси температур, а предел текучести (σ_s) на том же графике представится падающий в сторону роста температур кривой (рис. 1).

Температура, при которой начинает возникать хрупкое разрушение, определяется точкой пересечения (s) этих кривых. Необходимо при этом иметь в виду, доказанную позднейшими исследованиями [12], определенную зависимость хрупкой прочности от температуры. Поэтому, строго говоря, значения σ_T на фиг. 1 выражаются не прямой, а некоторой кривой, снижающейся в сторону повышения температуры, но это падение не велико и не влияет сильно на смещение точки хрупкого разрушения (s) вправо.

А.В. Степанов [2] несколько развил гипотезу А.Ф. Иоффе. Низкая прочность кристаллов ионного типа объясняется, как известно, А.Ф. Иоффе наличием на поверхности кристаллов дефектов, главным образом трещин. Трещины образовались в процессе роста кристалла, при изготовлении из него образцов, или возникли в процессе собственно деформации. Ставший классическим опыт удаления с поверхности

образца каменной соли этих поверхностных пороков путем растворения образца в воде показал, что прочность кристалла может быть во много раз повышена при их отсутствии или уменьшении их числа.

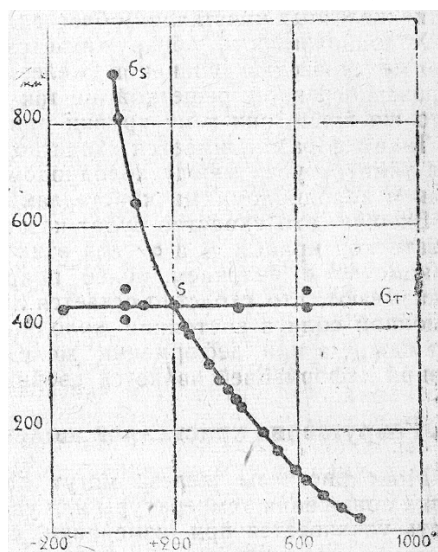


Рис. 1

Таковыми специфическими поверхностными дефектами, возникающими на образце, А.В. Степанов считает нарушения поверхности, появляющиеся в результате выхода на поверхность плоскостей скольжения. Но эти дефекты поверхности образца, образовавшиеся в результате пересечения с ней поверхностей скольжения, еще не могут сами по себе вызвать появление трещин – начало разрушения, если на этой поверхности не было до этого момента ранее образовавшихся трещин, царапин. Весьма вероятно также, что такими очагами начинавшегося разрушения поверхностного слоя в месте выхода поверхностей скольжения могут явиться искажения решетки кристалла вследствие тех или иных причин (порока роста, механические воздействия). Рядом опытов было доказано, что подобное дополнение к первоначальным предположениям А.Ф. Иоффе вполне соответствует действительности. Но сказать вполне определенно о пригодности этой схемы в случае деформации именно кристаллов железа пока, без наличия достаточного опытного материала, нельзя.

Второй гипотезой, использованной для попытки объяснить холодноломкость именно кристаллов железа, является:

2. Гипотеза двойникования

Кристаллы металлов с решеткой централизованного куба склонны к образованию механических двойников, тогда как кристаллы каменной соли при одинаковых условиях опыта двойников не дают.

О'Нейл [33], определяя поверхности скольжения в монокристаллах, изготовленных из железа с содержанием 1,8% Si, пришел к выводу, что плоскостями скольжения в железе являются плоскости [011]. Около места разрыва на поверхности образца он обнаружил выход двойников или, как их принято называть и до сих пор, линий Неймана. По мнению О'Нейла плоскостью двойникования является плоскость [112].

Двойники возникают при деформации в кристаллах железа, сделавшихся хрупкими вследствие тех или иных причин. Хрупкими при комнатной температуре являются крупные кристаллы железа, содержащего кремний в количествах больше обычного (например, трансформаторное железо). Аналогично кремнию действует также фосфор. В таких хрупких и при статической нагрузке кристаллах легко образуются двойники. В крупных кристаллах более или менее чистого железа двойники появляются в результате статической деформации лишь при низких температурах. Чем крупнее кристалл, тем при относительно более высокой температуре статическая деформация ведет к появлению двойников. В поликристаллическом чистом железе двойники получаются лишь при ударной нагрузке. Подобное сопоставление условий двойникования наводит на мысль относительно существования вполне определенной связи хрупкости железных кристаллов с появлением в этих кристаллах механических двойников. Очевидно, имеется зависимость между холодноломкостью, определяемой, как хрупкость металлов при пониженных температурах в результате ударной нагрузки, и появлением двойников. Механическое двойникование железных кристаллов облегчается с понижением температуры опыта.

Холодноломкость обнаруживается у металлов, склонных к образованию механических двойников (железо, цинк, вольфрам). Кристаллы с центрированной решеткой не так легко дают механические двойники; в то же время они, и не хрупки при низких температурах.

Таким образом, имеется сходство в склонности к хрупкости при низких температурах между холодноломкими ионными кристаллами каменной соли и холодноломкими кристаллами железа.

Внешне это сходство будет казаться еще более полным, если рассматривать ход кривых σ и ϵ для этих материалов. Но более внимательное знакомство с явлением, более подробный разбор процесса деформации доказывают, что сходство остается лишь поверхностным. При деформации каменной соли в состоянии холодноломкости основной деформацией будет сдвиг, а при деформации железа в состоянии холодноломкости основной деформацией является двойникование.

III. Разрушение кристаллов железа и механическое двойникование

Монокристаллы железа могут сделаться хрупкими при ударе вследствие понижения температуры или увеличения скорости деформации. Хрупкость усиливается при изменении состава железа (присадка к металлу фосфора, кремния, азота, водорода и т. д.). Разрушение монокристаллов при динамической деформации идет по плоскости (100), являющейся плоскостью спайности для α -железа [26]. К.А. Бессонов [3] исследовал хрупкий излом крупных (5х5х50 мм) монокристаллов, изготовленных методом рекристаллизации из советского армо-железа. Излом производился на копре типа Шарпи при температуре жидкого воздуха и проходил во всех случаях по плоскости [100].

П.А. Брянцев [6] определил плоскость излома на крупнокристаллических образцах трансформаторной стали (с содержанием Si = 4,1%) и малоуглеродистой стали. В последней в результате перегрева выросло весьма крупное и хрупкое зерно. Кристаллиты в этих образцах, были настолько велики, а изломы так хорошо выражены, что было вполне возможно измерить при помощи гониометра углы между поверхностями изломов.

На основании таких измерений и определений индексов граней П. А. Брянцев приходит к выводу, что разрушение кристаллов α -железа происходит преимущественно по плоскости куба и изредка по грани ромбического додекаэдра и плоскости (123). Плоскости скольжения и разрушения при этом совпадают не всегда. Наблюдается иногда совпадение плоскостей скольжения и разрушения с индексами (110) и (123). По грани куба (100) скольжение не идет, но она является в большинстве случаев (по данным П.А. Брянцева) плоскостью разрушения. Из всех плоскостей излома в кристаллах трансформаторного железа 89% приходятся на долю плоскости (100) и соответственно, 76% – в случае рекристаллизованных образцов.

Е. Шевандин [23] исследовал развитие трещины хрупкого излома в крупнокристаллическом (средняя величина зерна 0,1 мм) железе с содержанием 0,1% С и 0,25% Р и железе с содержанием 0,6 Р (величина зерна 0,75 мм). Для получения максимальной хрупкости надрезанные образцы разрушались при температуре жидкого воздуха. Кристаллографическое направление трещины, пересекающей ряд кристаллов, не было определено, но автор сделал некоторые замечания о расположении трещины и вызванных ею изменениях в отдельных зернах. При изломе не надрезанного образца в жидком воздухе, как это было указано в работе П.С. Сахарова [20], трещине сопутствовали двойники и сдвиги в кристаллитах. Е. Шевандин обнаружил в кристаллитах около трещины лишь двойники. Это были, очевидно, механические двойники, возникшие вследствие удара. Из работ Е. Шевандина и П.С. Сахарова следует основной вывод, что трещина хрупкого излома проходит через кристаллиты, а не между ними.

На микрофотографии, приведенной Е. Шевандиным, видно, что трещина имеет прерывистый характер, разделяется на отдельные участки, занимающие несколько зерен. На конце она переходит в небольшие трещинки, лежащие рядом и находящиеся в пределах одного зерна. Рядом с трещиной находятся двойники, часто идущие параллельно трещине. В некоторых случаях она делает ряд изгибов, параллельных двойникам. Автор предполагает, что некоторые двойники могут превращаться в трещину. Это весьма вероятно, так как иногда при двойниковании по различным направлениям возможно появление своеобразных трещин-каналов, увеличивающих объем сдвоенного кристалла [10]. В некоторых кристаллитах трещина пересекает двойники. Поэтому Е. Шевандин так представляет механизм образования и развития трещины. Сначала при деформации образуются двойники; затем один из них превращается в трещину. При дальнейшей деформации первые возникшие в зерне трещины переходят своеобразный барьер – границу между зернами и превращаются в одну большую трещину. Двойник дает "жизнь" первой трещине, а затем она может идти без своего спутника – двойника. Поэтому-то двойники были замечены не на всем протяжении трещины. Автор, создав подобную схему, все же признает, что не может сказать, появляются ли двойники ранее образования хрупкой трещины, но полагает, что двойники создают перенапряжение в металле. Появление трещины может быть обусловлено неоднородностью материала (местная ликвация, посторонние включения), но, вероятно, в месте такой неоднородности сначала образуется двойник, вызывающий напряжения, уже обуславливающие появление трещины. При обычных условиях деформация в железе протекает путем сдвигов; при невозможности сдвигов возникают двойники и они-то обуславливают хрупкий излом.

В итоге автор приходит к таким выводам: двойники являются непременными спутниками хрупкого излома железа; двойники, вероятно, образуются раньше хрупкой трещины; хрупкий излом в поликристалле распространяется прерывистым, а не сплошным фронтом.

Плоскостью двойникования в кристаллах α -железа служит плоскость (112), т. е. грань тетрагонтриоктаэдра [26].

Двойники, обнаруженные впервые в метеоритном железе Нейманом, дают на плоскости шлифа следы – прямые тонкие линии, и эти линии иногда называются линиями Неймана. Хотя надо заметить, что о природе линий Неймана до сих пор существуют некоторые разногласия. Имеются указания, что возможно образование линий Неймана параллельно плоскости куба [7]. Хотя ориентация линий Неймана в пределах одного кристаллита и не случайна, но их симметричность по отношению к основному кристаллу – первый признак "настоящего" двойника – еще не доказана.

К.П. Бунин для своей работы взял сварочное железо с содержанием 0,275% Р. Травление шлифов раствором азотной кислоты позволило выявить на отдельных кристаллитах фигуры травления в виде квадратов. Если на таком зерне имеются линии Неймана – следы двойников на плоскости (100), то очевидно они должны совпадать со следом плоскости (112) на плоскости (100). На грани куба может быть четыре направления таких следов, пересекающихся под определенными углами по отношению к квадратной фигуре травления. На основании своих исследований К.П. Бунин приходит к выводу, что линии Неймана, по-видимому, симметричны по отношению к основному кристаллу.

П.А. Брянцев [5] не согласен с подобным отождествлением линий Неймана со следами двойников на плоскости шлифа, пересекающей данный кристаллит феррита. Как говорит автор, эти не исчезающие при перешлифовке образца линии являются "следами идущих внутри зерна плоскостей, по которым разрушено зерно". Как утверждает автор, линии Неймана отличаются от действительных двойников тем, что они обрываются, внутри зерна. Это свидетельствует об одинаковой кристаллографической ориентировке и основного зерна и этих линий. "Настоящий" двойник, если он не доходит до границы зерна, имеет свою границу, отделяющую его от основного кристаллита. Двойники окрашиваются при травлении иначе, чем основное зерно. Возникающие при пластической деформации линии сдвига меняют свое направление, встречаясь с двойниками, и не меняют направлений, пересекая линии Неймана. Отрицая на основании приведенных соображений двойниковый характер линий Неймана, П.А. Брянцев ссылается на мнение Е.О. Патона и П.П. Бушtedта [18], считающих линии Неймана линиями деформаций, не имеющими ничего общего с линиями сдвига, вызываемыми в металле напряжениями выше предела текучести, а также на мнение П.В. Сахарова [19], называющего подобные структурные образования линиями сдвигов.

Вследствие подобной нечеткости в приведенных определениях П.А. Брянцев считает необходимым предложить единообразную терминологию и правильное толкование описываемого явления. По его мнению, необходимо называть линиями сдвига – линии, получающиеся при пластических деформациях и исчезающие при переполировке образца; линиями Неймана – "линии, не исчезающие при переполировке образца и свидетельствующие о разрушении образца по некоторым плоскостям", и, наконец, двойниковыми линиями – линии, соответствующие имеющимся внутри зерен двойниковым плоскостям. Автор при этом делает замечание, что "кристаллографическая решетка имеет одинаковое расположение по обеим сторонам линий сдвига и Неймана и различное в двойниковых образованиях".

Между прочим, если П.В. Сахаров [19] (стр. 6) со всей определенностью называет линии Неймана линиями сдвигов, то Е.О. Патон и П.П. Бушtedт [18] (стр. 138), приведя несколько противоречивых высказываний разных авторов о природе этих линий, говорят, что линии деформации имеют много общего с линиями сдвига, возникающими в железе при напряжениях выше предела упругости. Главное их отличие от линий сдвига, по мнению авторов, заключается в невозможности их уничтожения путем перешлифовки образца. Кроме того, линии деформации более прямолинейны по сравнению с линиями сдвига и расположены параллельными пучками. Авторам не удалось, несмотря на все старания, получить на мостовом железе линии деформации, тогда как линии сдвига получаются весьма просто.

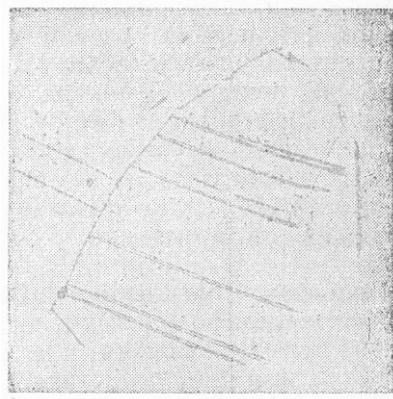


Рис. 2

х 80

Р. Шефер [35] приводит фотографию (рис. 2), на которой "ясно заметны идущие от границ зерен резкие линии, называемые "линиями скольжения". Автор далее замечает, что нет единого мнения о причине возникновения этих линий и неизвестно их влияние на свойства железа.

Наличие линий деформаций указывает на некоторые изменения свойств металла, а именно – временное сопротивление повышается, относительное удлинение падает. По опытам Е.О. Патона и П.П. Буштета среднее временное сопротивление для образцов с линиями деформации равно $34,3 \text{ кг/мм}^2$, а для образцов без этих линий – $32,3 \text{ кг/мм}^2$. Соответственно и предел текучести возрастает с $23,4 \text{ кг/мм}^2$ до $24,7 \text{ кг/мм}^2$, тогда как относительное удлинение падает с 10,5% (образцы без линий) до 8,9% (образцы с линиями деформаций). Исследуя 29 образцов сварочного железа, не бывшего в употреблении, авторы обнаружили линии деформаций в 10 случаях, именно в крупных кристаллах феррита, и пришли к заключению, что появление линий деформаций есть следствие особенностей процесса изготовления мостового железа, результат механических и температурных воздействий. Как мы уже упоминали, авторам не удалось экспериментально получить эти линии на образцах железа. Холодная ковка под молотом давала линии сдвигов, а не линии деформации. Как говорят в заключении своего интересного исследования авторы, "никакими механическими и термическими воздействиями нам не удалось искусственно вызвать такие линии".

К сожалению, в цитированном исследовании отсутствует химический анализ мостового железа. Может быть, в возможной аномальности химического состава находилось вероятное объяснение причин возникновения линий деформации.

Д.Б. Гогоберидзе в своей монографии [10] (стр. 20) говорит, что Матьюсон и Эсмонд установили на основании исследования методом Лауэ кристалла ферросилиция тождественность линий Неймана и двойниковых образований. Плоскостью двойникового является плоскость [112].

Как видно из приведенных высказываний относительно двойников в железе и идентичности их с линиями Неймана или линиями деформаций, единодушного мнения об их природе, механизме образования и влиянии на свойства железа нет.

Весьма возможно, подобное положение объясняется тем, что первоначальная терминология была заимствована из минералогии, где впервые линии Неймана и видманштетова структура были обнаружены на шлифах метеоритного железа, содержащего до 80% никеля. И выражение [4] "различают еще неймановы (или браунауские) линии, вызванные тонкопластинчатыми двойниковыми по триоктаэдру [211] вросками в главный индивид" относится, по-видимому, одинаково и к α -ферриту, и к аустениту.

Некоторые авторы (Тейлор и Илэм [36], Карпентер [211]), считают, что вообще нельзя говорить вполне определенно о плоскостях скольжения в кристаллах железа и самый механизм скольжения не представляется достаточно четким.

Все это вместе взятое делает гипотезу двойникового, как гипотезу, претендующую на объяснение сущности явления холодноломкости, несколько, неясной.

Поскольку все-таки при хрупком изломе железа наблюдаются и элементы скольжения и, по-видимому, двойникового, а разрушение идет по грани куба, то, очевидно, некоторой неопределенностью страдает и дополнение А.В. Степанова к гипотезе А.Ф. Иоффе о причинах хрупкости железа при низких температурах. А.В. Степанов считает местом возникновения трещин в кристаллах феррита следы проходящей пластической деформации кристалла на внешней его поверхности и взаимодействие этих следов с имеющимися уже дефектами поверхности. В представлении о пластической деформации кристалла железа имеется некоторая неопределенность, а поэтому и самый характер этих взаимодействий становится неясным.

Гипотеза А.Ф. Иоффе, представленная графически в виде кривых σ_i и σ_c , очень проста и наглядна. Поверхностные дефекты, царапины, дефекты решетки, примеси – переходят в трещину разрушения, а трещина разрушения в кристалле α -железа в дальнейшем идет по грани куба [100].

В нашем исследовании [13] мы внимательно рассматривали большое количество шлифов, изготовленных из мест хрупких изломов различных сталей, испытывавшихся при весьма разнообразных температурах, и обнаружили все те последствия пластической деформации кристалла железа, о которых идет речь в этой главе. Мы обратили внимание на появление значительного числа линий Неймана в холодноломких кристаллитах α -железа. При этом мы сделали попытку объяснить, например, влияние старения на механизм холодноломкости, как блокировку каких-то важных для беспрепятственного развития пластических деформаций в кристалле плоскостей, выпадающими на этих плоскостях мелкодисперсными частицами сегрегата, выделяющегося из распадающегося твердого раствора ряда компонентов в α -железе. Мы высказали предположение, что появление холодноломкости можно также объяснить появлением меньшего числа возможных плоскостей скольжения при низких температурах по сравнению с более высокими температурами, а также уменьшением числа возникающих сдвигов на определенном участке кристалла по мере падения температуры. Влияние низкой температуры и блокировка кристалла в результате распада твердого раствора суммируются, и блокировка в какой-то мере эквивалентна снижению температуры. Принимая в основном гипотезу А.Ф. Иоффе, необходимо представить самый механизм хрупкого разрушения.

Несмотря на противоречия и неясности в приведенном литературном материале все-таки можно принять некоторые основные положения, касающиеся пластической деформации кристаллов α -железа.

Металлографы называют реальные кристаллиты α -железа, видимые под микроскопом и представляющие по существу кристаллы твердого раствора различных компонентов в α -железе – ферритом. Мы в дальнейшем будем пользоваться этим термином. Обычный феррит даже очень чистого технического железа (например, армко-железа) представляет собой твердый раствор углерода, марганца, фосфора, кремния, азота, водорода (а часто хрома и никеля) в α -железе. Решетка этого твердого раствора при сравнительно небольшом содержании перечисленных примесей остается в основном решеткой α -железа (центрированный куб).

При малых скоростях деформации за пределами упругости и обычной комнатной температуре опыта основным видом пластического формоизменения является скольжение. Большинство исследователей [10], по-видимому, считают плоскостями скольжения плоскости (101), (112) и (123), а направлением скольжения [111]. Мы [14] определили в кристаллах феррита, содержащего около 0,1% N, как плоскость скольжения, грань ромбического додекаэдра (101). О'Нейл [33] дает для кремнистого железа иную плоскость скольжения – (112). Кремнистое железо в опытах О'Нейл представляло монокристаллы феррита, и весь кремний находился в твердом растворе. Безусловно, кремний, как и азот в наших кристаллах феррита, мог изменить характер пластической деформации кристалла феррита, и результаты этих исследований нельзя безоговорочно переносить на чистые кристаллы феррита.

Вызвать появление линий Неймана в чистом феррите статической деформацией при обычной температуре нельзя. На образцах О'Нейла они обнаруживались при обычном статическом растяжении, и он довольно подробно обсуждал вопрос об их направлении, их влиянии на характер разрыва и т. д. С другой стороны, Е.О. Патон [18] не мог их получить ни при статической, ни при динамической деформации, оперируя с железом, содержащим безусловно не очень много кремния. Весьма вероятно, что и приводимые П. Геренсом [32] линии скольжения около отпечатка шарика на крупном кристалле кремнистого железа (с 4% кремния), на самом деле являются следами двойников на плоскости (100), судя по их характеру и расположению (рис. 3). При статической деформации и комнатной температуре опыта более или менее чистые кристаллы феррита двойников не образуют и дают лишь скольжение.



Рис. 3

Желая определить температуру появления в поликристаллическом железе двойников в случае ударного давления шариком, Е.М. Шевандин [24] ударял по образцу шариком со скоростью 2 м/сек при различных температурах. Оказалось, что около отпечатка, полученного при статическом давлении шариком, двойники появляются только при температурах ниже -170° , а при динамическом давлении со скоростью 2 м/сек они возникают при обычной температуре. Возражая П.А. Брянцева, утверждающему, что линии Неймана не являются следами двойников на шлифованной поверхности кристаллита, он доказывает, что имеет дело с действительными двойниками и приводит ряд убедительных фотографий.

Таким образом, можно сказать, что наряду со сдвигами и независимо от них при подходящем химическом составе кристаллов феррита, или при значительной скорости деформации, или при низкой температуре появляются двойники (механические двойники). Несколько неясно, когда появляются двойники – одновременно со скольжением или, предвещая хрупкий излом по плоскости кристалла феррита (100), они исключают своим появлением возникновение простого скольжения. И наконец: в самых совершенных по спайности кристаллах (например, ионных – каменная соль, кальций, или электронных – висмут, сурьма) плоскость спайности, образовавшаяся при разрушении кристалла, не является идеально зеркальной плоскостью. На ее форме сказываются как несовершенство реального кристалла, так и условия ее возникновения. Если зарождение развивающейся плоскости спайности в кристаллах феррита действительно начинается в месте выхода на поверхность образца двойникового образования, то это неминуемо скажется на ее конфигурации.

Все эти соображения о двойниках и их роли в разрешении проблемы холодноломкости стали побудили нас поставить некоторые опыты, описанные в следующих разделах.

IV. Выбор материала для образцов и изготовление монокристалльных и крупнокристаллических образцов

В стали, состоящей из перлита и феррита, "носителем холодноломкости", если так можно выразиться, является феррит-многокомпонентный предельный твердый раствор с решеткой α -железа. По кристаллитам этого твердого раствора проходит трещина хрупкого излома. Но критическая температура холодноломкости в перлитно-ферритных сталях весьма сильно зависит от химического состава стали. Так С.Е. Беляев [2], мы и некоторые другие авторы [30] показали, что присадка 1% марганца к стали сдвигает температуру хрупкого излома на несколько десятков градусов в сторону более низких температур, уменьшая тем самым холодноломкость металла. Очень благотворно действуют в этом направлении ванадий, комбинация хрома и кремния (хромансиль), никель, никель и хром совместно, молибден и другие легирующие элементы. Все эти присадки дают с α -железом в тех пределах, в каких их обычно добавляют к перлитным конструкционным сталям, твердые растворы. Под влиянием, этих добавок изменяется и структура перлита; он становится более мелкозернистым, приближаясь по характеру к сорбиту. Но в перлитных и сорбитных сталях трещина хрупкого излома проходит также по ферритным зернам, и уменьшение холодноломкости под влиянием легирующих элементов обусловлено уменьшением хрупкости феррита при низких температурах. На изменение холодноломкости сильно влияет величина аустенитного зерна стали; сталь с мелким природным зерном менее холодноломка по сравнению с крупнозернистой. Однако неясен вопрос, как влияет величина аустенитного зерна на характер деформации действительного ферритного кристаллита при низких температурах.

Поэтому для исследования мы выбрали стали с различными легирующими присадками (табл. 1), а некоторые из них с различной величиной аустенитного зерна.

Таблица 1

Обозначение стали	Содержание в %								Примечание
	C %	Mn %	Si %	Cr %	V %	S %	P %	Ni %	
1	0,19	0,88	0,10	—	—	0,08	0,06	—	
2	0,02	0,60	0,12	—	—	0,06	0,05	—	
3	0,20	0,45	—	—	—	0,06	0,04	—	
4	0,60	0,80	2,0	—	—	0,05	0,04	—	
5	0,17	0,50	0,25	0,75	—	0,03	0,04	1,90	
6	0,50	—	—	0,95	0,29	—	—	—	

Нам было желательно исследовать явление по возможности в чистом виде и попытаться выяснить, какую роль при возникновении хрупкого излома играют сдвиги и появление двойников. Для этого из всех приведенных сталей мы попытались изготовить монокристаллы и крупнокристаллические образцы.

Изготовить монокристаллы из двухфазного сплава принципиально возможно в том случае, если одна из фаз находится в незначительном по сравнению с другой количестве. Нам удавалось получать монокристаллы из олова и цинка с примесью компонентов, образующих с оловом и цинком эвтектику, по несколько измененному способу Шубникова, но из перлитной стали даже при малом содержании углерода монокристаллы сколько-нибудь значительного размера не вырастают. Для изготовления монокристаллов из перечисленных сталей необходимо их было предварительно обезуглеродить настолько, чтобы в структуре не было карбидов (ни структурно-свободных, ни в перлите), а оставшийся после обезуглероживания углерод находился бы весь в твердом растворе феррита. В решетке феррита обычной стали при комнатной температуре может находиться 0,015% С. Как показали опыты [9], после длительного обезуглероживания в водороде углерод в твердом растворе-феррите остается в количестве около 0,02%. Обезуглероживание стали лишает ее перлита, но не меняет содержания углерода в феррите, не влияет на состав и, очевидно, свойства этой структурной составляющей. О содержании углерода в феррите легированных сталей перлитного класса исчерпывающих данных нет, но можно предполагать, что оно колеблется в тех же, примерно, пределах.

Весьма удобным способом получения монокристаллов феррита является способ Эдвардса и Пфейля [9]. Сталь предварительно обезуглероживается в течение 48 часов при 875° в струе влажного водорода, затем выдерживается при 1000° двенадцать часов и охлаждается в продолжение 12 часов. После этого образцам задают деформацию растяжением в 3,25% и рекристаллизуют 72 часа при 880°. Авторы выработали этот рецепт для обычной стали с содержанием 0,13% С и нормальным содержанием остальных примесей (только Si было менее 0,02%). По такому способу О'Нейл изготовлял монокристаллы из железа с содержанием 1,8% Si.

При 875° углерод может непосредственно соединяться с водородом, образуя главным образом метан. Процесс обезуглероживания стали в водороде идет с образованием метана. Процесс проходит на поверхности раздела твердой и газообразной фаз. Метан получается на поверхности образца, к которой все вре-

мя подходят атомы углерода из середины образца. Вряд ли можно предположить образование метана внутри стали за счет диффузии водорода в металл. Кроме того, большая молекула метана (CH_4) не сможет легко добраться через решетку α -железа к поверхности и присоединиться к газовой фазе. Для быстрого обезуглероживания необходимо иметь газовую фазу, достаточно богатую водородом. Из условия равновесия [2] смесей H_2 - CH_4 над аустенитом (при атмосферном давлении) следует, что оптимальные температуры обезуглероживания однородной системы аустенита лежат на линии GOS и полнота обезуглероживания увеличивается с повышением содержания углерода в твердом растворе (рис. 4).

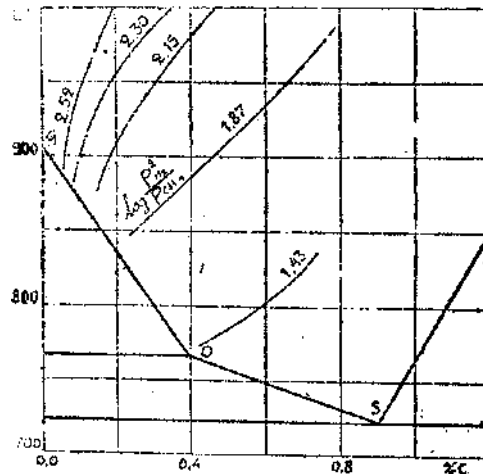


Рис. 4

Рассматривая диаграмму (рис. 4), приходим к заключению, что при содержании $\text{C}=0,08\%$ и температуре 880° значения $\log(P^2_{\text{H}_2}/P_{\text{CH}_4})$ – равно 2,52, а это соответствует парциальному давлению водорода газовой фазы 0,9945 атм. при общем давлении 1,0000 атм. Таким образом в газовой фазе надо иметь 99,45% H_2 , чтобы получить при обезуглероживании стали в струе водорода содержание углерода около 0,08%.

Для ускорения процесса обезуглероживания стальных образцов и уменьшения конечного содержания в них углерода необходимо применять возможно более богатую водородом газовую смесь и снизив температуру для увеличения концентрации углерода в аустените. Но при низкой температуре замедляется диффузия углерода в железе, и процесс обезуглероживания слишком затянется. При очень низких температурах сплошная сетка феррита окружит островки аустенита и окажется серьезным препятствием для атомов углерода, направляющихся к периферии для встречи с водородом.

Правда, можно предполагать, что при малых концентрациях углерод в α -железе (в пределах образования твердого раствора α), скорость диффузии углерода в нем та же, что и в γ -растворе (при той же малой концентрации), но при низких температурах эта скорость будет вообще не значительной.

Коэффициент диффузии углерода в железе меняется по данным Б.Д. Авербух и П.И. Чуфарова [28] так: $D_{600}=1,42 \cdot 10^{-8} \text{ см}^2/\text{сек}$, $D_{800}=1,69 \cdot 10^{-8} \text{ см}^2/\text{сек}$ и $D_{900}=7,4 \cdot 10^{-8} \text{ см}^2/\text{сек}$. Поэтому приходится вести обезуглероживание при температурах около линии GOS, хотя при этом и увеличивается значение $\log(P^2_{\text{H}_2}/P_{\text{CH}_4})$, обуславливающее расход водорода.

Обезуглероживающее действие влажного водорода, по данным многих авторов [25], сильнее по сравнению с сухим. Насыщенный при 18° водяным паром водород обезуглероживает быстрее сухого и скорость обезуглероживания при увеличении содержания водяных паров возрастает. Но при обезуглероживании некоторых легированных сталей картина сильно меняется; присутствие паров воды в водороде замедляет удаление углерода из кремнистых трансформаторных сталей. Б.Д. Авербух и Г.И. Чуфаров [1] объясняют это образованием на поверхности металла защитной оксидной, пленки (SiO_2) или силиката железа.

Мы увлажняли водород парами воды непосредственно или путем подмешивания к газу кислорода в таких количествах, чтобы после сгорания смеси в печи получались нужные количества водяного пара.

В согласии с литературными данными сталь № 4 обезуглероживалась в сухом водороде быстрее, чем во влажном; также вел себя сталь № 5, которую вообще не удалось обезуглеродить при нагревании в течение 300 часов. Видимо, в данном случае имеет большое значение поверхностный слой Cr_2O_3 , сильно препятствующий диффузии. На плохое обезуглероживание сталей с умеренным содержанием хрома указывают В. Баукло и Г. Гутман [28]. По их данным, в стали с содержанием 0,57% Cr и 0,42% C при обезуглероживании в водороде при 1000° содержание углерода уменьшилось лишь на 1%, в то время как углеродистая сталь с 0,24–0,60% C обезуглероживалась при тех же условиях на 90–93%, ванадиевая (0,19% V и 0,11–0,13% C) на 84%, кремнистая (3,05% Si) на 87% и марганцовистая (1,03% Mn) на 96%. Мы не смогли в достаточной степени обезуглеродить сталь № 5 и приготовить из нее монокристаллические образцы.

Для обезуглероживания образцы помещались в U-образную трубу из мягкой стали; изогнутая часть трубы находилась в муфеле электрической печи с автоматическим регулированием температуры. От окисления труба предохранялась защитной обмазкой. Образцы отковывались из прутков соответствующих сталей, обрабатывались на фрезерном станке до требуемых размеров (5х5х140 мм) шлифовались. Образцы из стали № 4 изготавливались цилиндрическими ($d=6$ мм, $l=120$ мм) с головками для захватывания зажимами разрывной машины. В одно колено U-образной трубы поступал очищенный водород, из другого выходила смесь водорода и метана, выпускавшаяся на воздух через водяной затвор.

После ряда опытов мы остановились на следующем режиме обезуглероживания, давшем весьма хорошие результаты: нагревание в течение 120 часов при 900° и затем 80 часов при 800°, охлаждение со скоростью около 40° в час. Количество пропущенного водорода подсчитывалось на основании приведенных выше соображений и выражалось сотнями литров на 100 грамм веса образцов. Следов карбидов после обезуглероживания в сталях не было обнаружено.

После отжига в водороде анализ на углерод не делался, так как на основании предыдущих исследований [9] можно было считать его содержание в металле менее 0,02%. Во всяком случае, углерод был весь растворен в феррите, и травление пикратом натрия не обнаруживало следов цементита.

Процесс обезуглероживания стали идет на ее поверхности, но водород, хорошо растворяясь в феррите, остается в образцах после их охлаждения, и все свойства образцов вследствие этого будут значительно изменяться.

Кроме того, по утверждению Г. Шенка [75], давление водорода при выделении его из твердого раствора в железе растет обратно пропорционально квадрату константы равновесия, уменьшающейся при падении температуры.

Давление выделения водорода из твердого раствора железо–водород увеличивается в процессе охлаждения и может при достаточно большом содержании водорода в металле даже превысить прочность стали. В образцах возникнут значительные внутренние напряжения, а может быть появятся и внутренние трещины. Недаром многие исследователи связывают образование флокенов с наличием водорода в стали. Вместе с тем существует мнение [25], что длительный нагрев стали, сопровождающийся пластической деформацией, способствует выделению газа из феррита и уменьшению внутренних напряжений. Нельзя также игнорировать возможность образования в решетке феррита молекул метана.

По данным Боденштейна [9] молекулярный водород в стали не растворяется и через сталь не диффундирует. Если не диффундирует водород, то вряд ли возможна диффузия сложных молекул метана, который может образоваться внутри металла при встрече растворенного водорода с атомами углерода. Это обстоятельство, как и образование за счет восстановления окислов молекул воды, безусловно ведет также к увеличению внутренних напряжений.

Как показали опыты Гр. Вейнберга и С.И. Прошутинского [9], задержанный при быстром охлаждении в железе "Армко" водород снизил относительное удлинение с 31,8% до 19,9%. Авторы заметили, что влияние водорода на образцы становится тем сильнее, чем больше времени они в нем находились (при 1000°). Если это время не велико (2–4 часа), то пребывание в водороде почти не сказывается на свойствах, но, начиная с 8 часов, оно выявляется весьма сильно и растет с увеличением продолжительности нагрева.

Правда, влияние водорода на свойства железа "Армко" очень невелико после медленного охлаждения образцов в атмосфере водорода вместе с печью, но мы имели дело с легированными сталями, отношение которых к водороду, судя по образованию в них флокенов именно под влиянием водорода, несколько иное по сравнению с железом "Армко".

Имеется ряд указаний, что правильный отжиг способствует полному удалению водорода из стали. Поэтому образцы после обезуглероживания отжигались в течение 10 часов при 950° в вакууме (0,01 мм ртутного столба) и в вакууме же медленно охлаждались. Так как весьма интенсивное выделение водорода происходит во время превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, то интервал 950–750° проходил со скоростью 30° в час. Охлаждение с 750° до комнатной температуры продолжалось около 24–30 часов. Чтобы получить уверенность в отсутствии вредного влияния растворенного в образцах водорода, контрольные образцы после отжига нормализовались (с 950°) и испытывались на разрыв. Относительное удлинение образцов из стали 1 и 6 (на длине 10 диаметров) оказалось равным 30–31%, что, очевидно, говорит об отсутствии влияния растворенного водорода на пластичность. После отжига ферритное зерно в легированных сталях оказалось иного размера по сравнению с зерном, которое Эдвардс и Пфейль [29] считают нормальным для получения монокристаллов по их способу. Особенно мелкое зерно дала ванадиевая сталь. Для возможности роста монокристалла при рекристаллизации необходимо, чтобы исходная величина зерна в образце была как можно равномернее. Во всех образцах из одного сорта стали зерно после описанной обработки было весьма равномерным. Но величина зерна была различна в различных сталях и это не давало возможности установить для всех образцов одинаковое оптимальное остающееся удлинение, необходимое для получения возможно меньшего числа центров рекристаллизации при отжиге. Чем мельче зерно, тем большая требуется деформация для начала рекристаллизации при данной температуре. Мы располагаем сейчас весьма об-

ширным опытным материалом относительно получения монокристаллов путем рекристаллизации (см., например, обзор Э. Яковлевой [27]) из более или менее чистого железа, но нет исчерпывающих данных о рекристаллизации твердых растворов α -железа с различными (как в нашем случае) компонентами. Поэтому нам пришлось задавать пластическую деформацию растяжением в пределах от 2,5 до 6,0%, т. е. такую, которая обеспечивает наиболее хорошее образование монокристаллов в техническом железе с малым содержанием углерода. В образцах с оптимальной деформацией вырастали кристаллы, занимавшие все сечение образца и имевшие длину в несколько десятков миллиметров.

Образцы, в которых не было обнаружено монокристаллов, после рекристаллизации нормализовались с 950°, отжигались для снятия внутренних напряжений при 850° в течение 10 часов с последующим медленным (30–20° в час) охлаждением. Затем им снова задавалась, теперь уже известная, оптимальная пластическая деформация растяжением, и они отжигались для рекристаллизации.

Таким образом мы получили почти стопроцентный выход образцов, в которых выросшие кристаллиты занимали все сечение.

Отжиг проводился в вакууме, а рекристаллизация в герметически закрытых металлических трубах (затвор трубы находился вне печи) с заполнением свободного пространства трубы инертной по отношению к образцам, металлической стружкой, поглощавшей кислород, оставшийся в трубе.

Между прочим, чтобы убедиться, выделяется ли из образцов после их длительного отжига в вакууме водород, рядом с образцами во время рекристаллизации помещалась полированная пластинка из чистого железа, предварительно нагретая до получения фиолетового цвета побежалости. Вынутая после отжига с рекристаллизованными образцами пластинка оказалась белой, фиолетовый цвет исчез. Очевидно, окислы железа, обусловившие цвет побежалости, были восстановлены до металла продолжившим выделяться водородом. Водород выделялся, несмотря на то, что образцы уже отжигались в вакууме, охлаждались с 850° до +50° в течение 30 часов и лежали, кроме того, в лаборатории около 20 дней. Мы повторили этот опыт с пластинкой при вторичной рекристаллизации образцов, не давших при первой рекристаллизации монокристаллов, но пластинка оставалась фиолетовой. Это лишний раз подчеркивает, как медленно удаляются из стали последние порции растворенного водорода.

Процесс рекристаллизации продолжался каждый раз 70–100 часов. Нагревание при рекристаллизации не прерывалось. Некоторые образцы подвергались трехкратной рекристаллизации, предварительному отжигу в вакууме для удаления водорода, два раза нормализовались, два раза отжигались после нормализации. В общей сложности, считая и отжиг в водороде, некоторые образцы находились, при температуре 900° около 120 часов, при 800° около 80 часов, при 860° около 250 часов и при 850° около 20 часов, то есть находились в интервале температур 800–900° в общей сложности примерно 400–450 часов. К этому обстоятельству нам еще придется в дальнейшем возвратиться. Столь продолжительный нагрев, очевидно, вызывал весьма полное прохождение диффузии компонентов, растворенных в феррите, и безусловно сказался на некоторых свойствах металла. Охлаждение после рекристаллизации было таким же медленным, как и после отжига.

На поверхности образцов находился часто, но не всегда, мелкокристаллический слой толщиной около 0,1 мм, покрывавший монокристаллы. Этот слой растворяли в слабой азотной кислоте и образцы шлифовались. Наклепанный при шлифовании на шкурке слой растворялся в кислоте, образцы вновь шлифовались на более тонкой (00000) шкурке и полировались на мокром сукне окисью алюминия. При травлении в кислоте выделялся водород, поглощавшийся частично образцами. Водород удалялся нагреванием металла при 150° в течение 10 часов. По литературным данным подобная операция обеспечивала выделение водорода из образцов.

V. Исследование холодноломкости кристаллов феррита

Как нами в свое время отмечалось, мы считаем гипотезу А.Ф. Иоффе хорошо объясняющей сущность явления. Эта гипотеза не преследует цели представить механизм явления холодноломкости именно кристаллов феррита.

Гипотеза двойникования, как нам кажется, может дать в данном случае представление о поведении кристаллов в состоянии ударной хрупкости. Для получения необходимого экспериментального материала надо было сломать изготовленные образцы при условиях возникновения хрупкого излома и исследовать характер деформации образца.

Есть некоторые основания полагать, что скорость образования двойников близка, а может быть, даже равна скорости звука в данном кристалле [10]. Скорость звука в стали равна ~5000 м/сек. [22]. Деформировать образец с такой скоростью, очевидно, невозможно. Мы решили осуществить максимальную скорость деформации, доступную в наших условиях, именно скорость пули в момент вылета из ствола винтовки.

Начальная скорость движения пули в нашем оружии такова [21]: револьвер-наган дает 280 м/сек., винтовка (образца 1891 г.) – 860–870 м/сек., малокалиберная винтовка 320 м/сек. Винтовка Герлиха дает ско-

рость порядка 1400–1800 м/сек. Мы остановились на малокалиберной винтовке системы Вальтер с усиленным зарядом. Скорость удара ее пули (порядка 350 м/сек) превосходит скорость бойка всех существующих копров в несколько раз, но она все-таки значительно меньше скорости распространения волны упругой деформации и вероятной скорости образования двойников в кристалле феррита. Скорость пули малого калибра не так сильно отличается от скорости пули более мощного оружия – боевой трехлинейной винтовки. В нашем распоряжении не было прибора Ширского (или подобного) для определения скорости пули, и мы оценивали постоянство скорости полета пули при отдельных выстрелах по одинаковости веса патронов и контрольным выстрелам. Из коробки одинаково заряженных патронов отбиралось 40% (то есть 20 штук) и этими отобранными патронами стреляли в деревянные доски по возможности одинакового строения. По пробойной силе пуль судили о постоянстве заряда и величине начальной энергии пули. Как правило, глубина проникновения не различалась заметно при отдельных выстрелах и это давало основание полагать, что и все остальные патроны в коробке обладали одинаковыми баллистическими свойствами.

Живую силу пули весом P можно вычислить по формуле $A = (PV_1/2g) \text{ кгм}$. При весе пули 2,59 г. начальная скорость была (с увеличенным зарядом) не менее 350 м/сек. Поэтому $A=16,4$ кгм, чего вполне достаточно для излома нормального образца Менаже и с избытком хватает для наших монокристаллов. По данным С.А. Бутурлина [8], начальная скорость пули весом 2,59 г. при нормальном пороховом заряде равна 335 м/сек.

Винтовка укреплялась при помощи зажимов с резиновыми прокладками в станке, который при вращении винта (E) мог несколько передвигаться в вертикальной плоскости (рис. 5). Станок фиксировался на столе, на другом конце которого устанавливались параллельные тисы для закрепления опор для образцов. Расстояние от конца ствола до образца было равно 800 мм. Очевидно, величина его не имеет большего значения и оно было принято, как минимальное расстояние, при котором пороховые газы не достигают образца. Между стволом и образцом помещался деревянный щит с отверстием (10 мм) для прицела и прохода пули. Позади тисов устанавливались доски из мягкого дерева для улавливания пули и обломков образца.

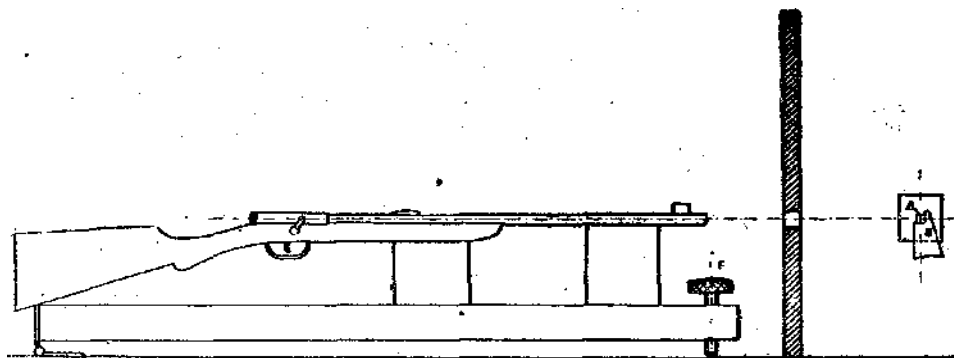


Рис. 5

В тисах укреплялись различной формы зажимы, позволявшие осуществить излом по способу Шарпи (образец лежит свободно на двух опорах – удар в середину образца) и по способу Изода (образец зажат с одной стороны – удар по свободному концу). На рис. 6 и 7 видно, какое положение занимал образец (A) по отношению к летящей пуле при схеме Шарпи и Изода (направление полета пули указано стрелкой). Для охлаждения образцов до температуры жидкого воздуха на них надевались стаканчики из пропитанной парафином бумаги. Для уменьшения отдачи тепла через опоры между последними и образцом помещалась тонкая бумажная прокладка. Стальные опоры были зацементированы, закалены и отшлифованы.

В стаканчик, надетый на образец, наливался жидкий воздух. Сначала шло очень интенсивное кипение, затем бурное кипение приостановилось и продолжалось с равномерным выделением мелких пузырьков газа. Убыль жидкого воздуха в стаканчике все время пополнялась. Через десять минут после прекращения бурного кипения производилась деформация образца выстрелом.

Как показали контрольные опыты, температура выступающих из стаканчика концов образца была порядка -175° . Температура зажатой части вертикального образца ниже опоры была того же порядка.

После удара пулей стаканчик разлетался на куски размерами 2–5 мм. Пуля, сохранив значительную часть энергии, проникала в доску на глубину до 30–40 мм, что говорит о скорости их в момент удара в доску порядка 100–150 м/сек. При ударе в доску образцы не деформировались, но для предохранения полированной поверхности их от повреждения была приспособлена ловушка из нескольких слоев ваты.

Испытывались серии образцов с надрезом и без надреза при комнатной температуре и температуре жидкого воздуха. Надрез делался пилкой толщиной 0,23 мм и имел прямоугольное сечение глубиной 0,5 мм

с углами без закруглений. Расстояние между опорами было принято 20 мм из таких соображений. Диаметр пули после выстрела 5,6 мм, она может увеличиться в диаметре до 6 мм. Максимальная толщина образца 5 мм, а поэтому для совместного свободного прохода согнутого образца и пули расстояние между опорами должно быть, как минимум, 16 мм. Длина образца была 25 мм. При изломе по Изоду для сохранения примерно тех же условий выступающая часть образца была длиной 13 мм. В этом случае пуля ударяла на расстоянии 4 мм от конца образца. В месте удара пулей на образце оставалось углубление диаметром около 4 мм и глубиной 0,1–0,2 мм. Образцы из монокристаллов испытывались по следующей схеме. Монокристалл разрезался на две части. Одна часть испытывалась при комнатной температуре; другая половина, так же кристаллографически ориентированная, как и предыдущая по отношению к линии полета пули, испытывалась при температуре жидкого воздуха. Одно испытание (два образца при разных температурах) производилось на образцах с надрезом и другое – без надреза. Если из монокристалла не выходило 4 образца, то одинаково ориентированные образцы (два) испытывались при различных температурах.

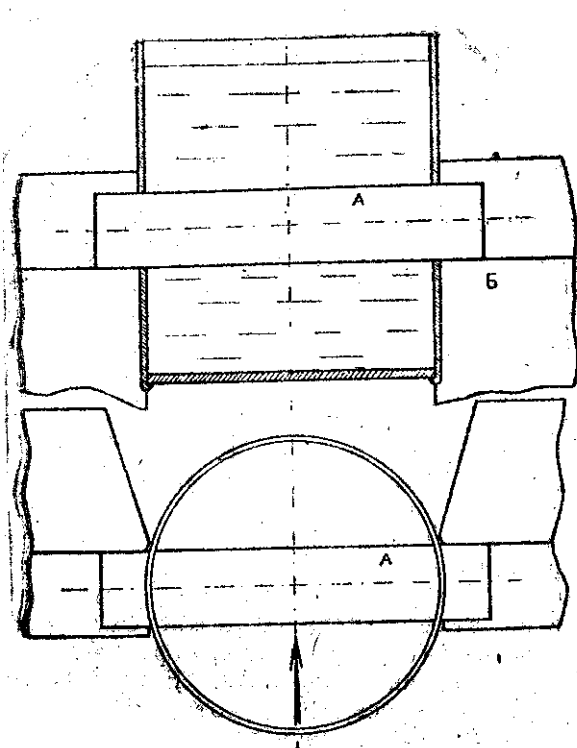


Рис. 6

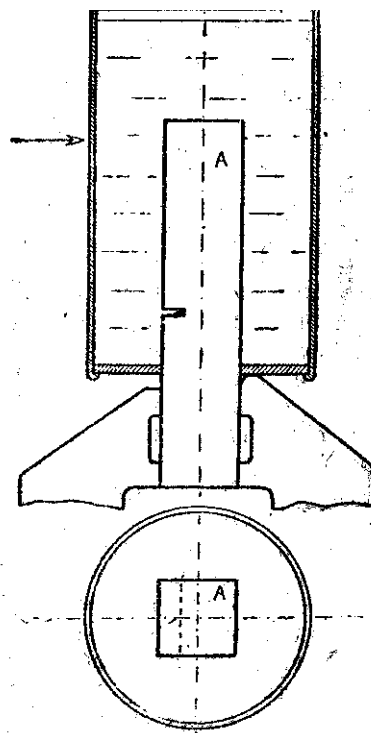


Рис. 7

У многих образцов ось четвертого порядка весьма хорошо совпадала с осью образца, и удар пули приходился часто на плоскости (100). Образцы, у которых ось четвертого порядка отклонялась от оси образца, ориентировались таким образом, чтобы ось четвертого порядка была наклонена по направлению полета пули. Так же ориентировались круглые образцы из сталей №№ 4, 6 и 7.

Как правило, монокристалльные и крупнокристаллические образцы из всех обезуглероженных сталей с надрезом и без надреза при комнатной температуре не ломались, а лишь изгибались при испытании по Шарпи и Изоду. Угол между согнутыми частями образцов Шарпи был около 100–120°. Опора при ударе оставляла на образце углубление в 0,1–0,3 мм глубиной. При испытании по схеме Изода образец, получивший удар пулей, изгибался по инерции до соприкосновения с опорой. Он ударялся при этом об опору настолько сильно, что на его поверхности оставался ясно видимый отпечаток опоры и на этом отпечатке можно было рассмотреть даже ее поверхностные дефекты (царапины от шлифовки).

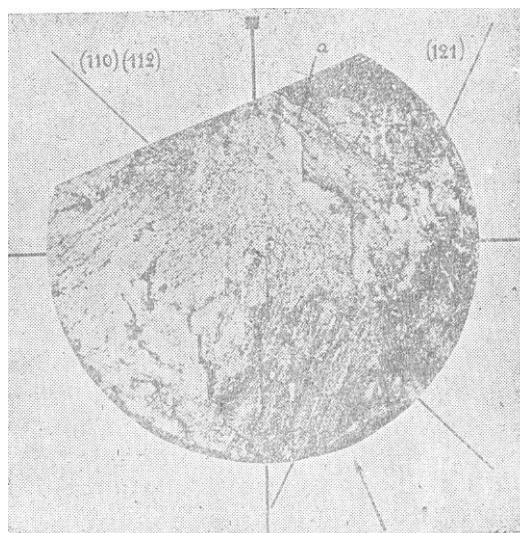
При температуре жидкого воздуха картина была иная. Большинство образцов с надрезами и без надзоров сломалось. Но некоторые образцы из стали 3 и 6 без надзоров только деформировались без излома. Не ломались те образцы, в которых крупные кристаллы выросли лишь после трехкратного отжига для рекристаллизации, то есть такие, которые нагревались в общей сложности 450–500 часов и, по-видимому, пришли в результате столь длительного отжига к структурно-равновесному состоянию. Отжиг такой продолжительности, сопровождавшийся к тому же достаточно медленным охлаждением, видимо, снял в значительной степени, также имевшиеся внутренние напряжения. Кроме того, в случае ванадиевой стали, на снижение холодноломкости благотворно подействовал ванадий, обусловивший образование мелкого аустенитного зерна. Чаще всего не ломались образцы из стали 3 и 6. Следует отметить, что величина аусте-

нитного зерна в этих сталях, определенная по методу Эна была соответственно 5 и 7. Стали 1 и 2 имели величину аустенитного зерна 3–4. Сталь 1 была сильно загрязнена шлаками, которые не препятствовали росту крупного зерна до монокристаллов включительно, но очевидно сдвинули ударную хрупкость в сторону более высоких температур. Но ряд монокристалльных образцов из этих сталей также не ломался при температуре жидкого воздуха; однако таких образцов было немного.

VI. Обсуждение результатов опытов

Плоскостью разрушения всех монокристалльных и крупнокристаллических образцов являлась во всех нами исследованных случаях (свыше 100 изломов) грань куба (100). Эта плоскость была определена методом фигур давления, фигур травления и путем снятия диаграмм Лауэ.

На рис. 8 дана фотография излома по плоскости (001) образца типа Шарпи, изготовленного из монокристалла (сталь № 4); направление удара на фотографии показано стрелкой. Излом не является математической плоскостью, как и поверхности излома минералов даже с весьма совершенной спайностью, тем более что и при температуре жидкого воздуха наблюдаются пластические деформации около места разрушения. Излом представляет собой ряд уступов высотой в несколько сотых мм. Несмотря на эти уступы, излом отражает свет в строго определенном направлении, как зеркальная поверхность. Это говорит о параллельности поверхностей, образующих эти уступы. В некоторых местах (например, а) заметно развитие таких поверхностей, параллельных основной плоскости излома (001) и отстоящих от нее на расстоянии в несколько сотых мм. В некоторых местах от поверхности излома отстают тонкие листики металла, местами загнутые над поверхностью. На фотографии эти листики, отражая свет вследствие изгиба в другом направлении по сравнению с основной плоскостью (001), кажутся при наклонном освещении или темными, или светлыми. Боковыми границами этих листочков, как и уступов, являются плоскости (110), (121), (010) и (100).



x12

Рис. 8

Наиболее часто встречаются уступы с направлением, совпадающим с плоскостями (010) и (100).

Таким образом разрушение крупного кристалла α -феррита при низких температурах идет по граням куба – плоскостям спайности, но в образовании поверхности излома принимают участие плоскости (112) и (110). Следы плоскости (110) и плоскости (112) на грани куба (001) имеют одинаковое направление, так же как и след плоскости (111). Но тщательное исследование под микроскопом и измерение углов, поскольку оно могло быть произведено на грани шириной менее 0,1 мм, заставляют склоняться к мысли, что мы имеем дело со следами плоскостей (112).

На поверхности излома очень хорошо заметны блестящие при подходящем освещении параллельные линии. Их можно принять за следы двойников или уступы линий скольжения. Эти линии совпадают со следами плоскостей (112) на грани куба. Наклонные к плоскости разрушения (100) уступы имеют в некоторых местах направление, совпадающее с направлением следов поверхности (112).

Для большей наглядности на рис. 9 дан схематический аксонометрический чертеж поверхности излома, фотография которого представлена на фиг. 8. На чертеже плоскость излома совмещена с гранью (001) начерченного куба, остальные грани которого (100) и (010) совпадают с упомянутыми уступами. Следы двойников или линий скольжения на плоскости (001) даны в виде штриховки.

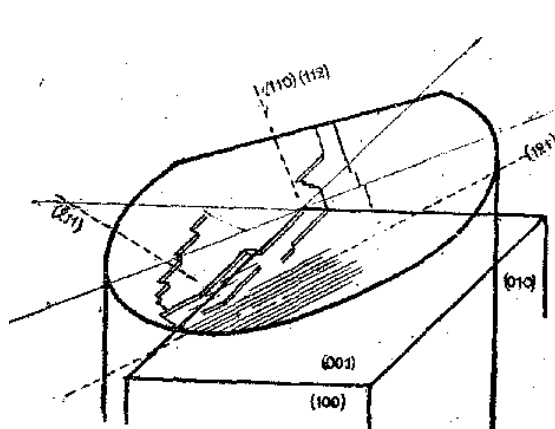


Рис. 9

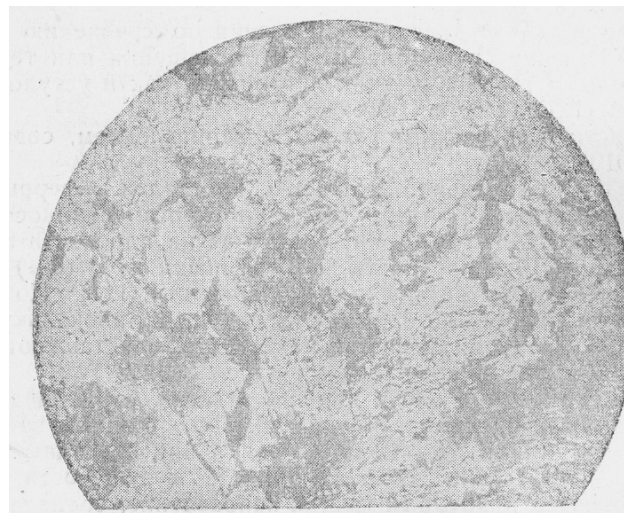


Рис. 10

На рис. 10 представлен излом (рис. 8) с фигурами давления, полученными при вдавливании в поверхность конической стальной иглы с углом при вершине 45° . Крестообразные фигуры давления параллельны между собой и их ориентировка позволяет довольно хорошо определить положение осей четвертого порядка. Для возможности фотографирования фигур давления направление освещения на рис. 8 и рис. 10 выбрано различно и поэтому на рис. 10 появились некоторые подробности, которые не заметны на рис. 8.

Плоскостями скольжения в кристаллах α -железа являются плоскости (101), (112), (123). Таким образом, в результате исследования изломов стали № 4 можно считать, что разрушение в основном идет по плоскости спайности (001), но в образовании сложной поверхности излома участвуют плоскости скольжения и, вероятно, плоскость двойникования (112). Рассматривая только поверхность излома, трудно сказать, видим ли мы на этой поверхности выходы двойников или уступы поверхностей скольжения. О'Нейл утверждает, что при статическом растяжении монокристалла из кремнистого железа были замечены двойники по плоскостям (112). Аналогичные картины излома получены у монокристаллов из других сталей (№№ 2, 3 и 4). Основной плоскостью хрупкого разрушения в этих кристаллах является плоскость (100).

Сложная поверхность излома образована плоскостями (100), расположенными друг от друга на расстоянии нескольких сотых мм. Переходом от плоскости (100) к другой такой же плоскости, расположенной на расстоянии нескольких сотых мм от первой, являются поверхности, следами которых на плоскости (100) являются плоскости с индексами (100) и (112).

На рис. 11 дана фотография поверхности излома монокристалла из стали № 3, а на рис. 12 – из стали № 4.

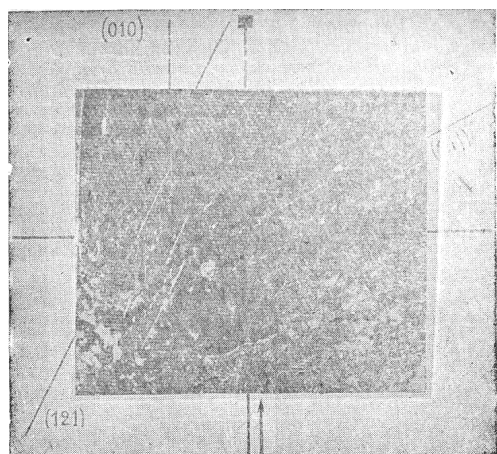


Рис. 11

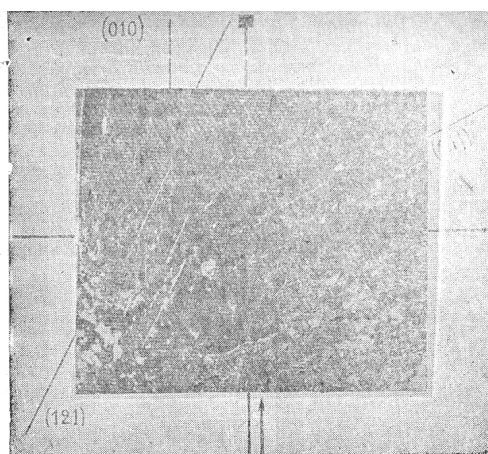


Рис. 12

Параллельно поверхности разрушения образцов изготовлялись шлифы на расстоянии 0,1; 0,5; 1,0 мм. После травления спиртовым раствором азотной или пикриновой кислоты на поверхности образцов обнаруживались параллельные линии, представляющие следы плоскостей (112) на плоскости (100) – плоскости шлифа. На рис. 13 и 14 дан такой шлиф, изготовленный из образца, данного на рис. 8, на расстоянии 0,2 мм от поверхности излома. Шлиф два раза сфотографирован при различном освещении.

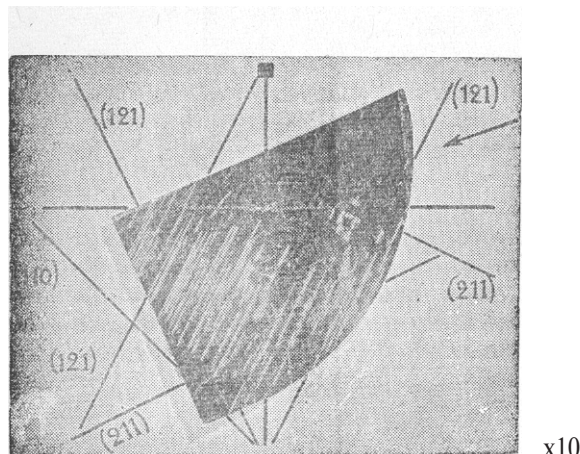


Рис. 13

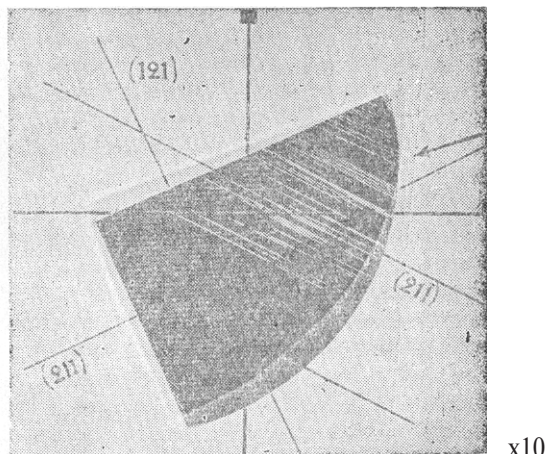


Рис. 14

Как известно, плоскости скольжения, и плоскости двойникования в кристалле феррита однозначны (112). Это обстоятельство не дает возможности определенно сказать, видим ли мы на поверхности излома следы двойников или следы плоскостей скольжения. И те, и другие дадут ряд похожих уступов на плоскости (100).

П.А. Брянцев [5] нашел, что поверхностями разрушения кроме наиболее часто встречающейся плоскости (100) могут также являться плоскости (110) и (123). Он наблюдал разрушение крупных кристаллов феррита при комнатной температуре. В случае излома монокристаллических образцов при температуре жидкого воздуха мы не наблюдали разрушения по этим плоскостям. Основной поверхностью разрушения всегда бывала плоскость (100).

Поверхности скольжения хорошо заметны на поверхности полированного и затем деформированного образца в виде своеобразной складчатости, серии параллельных полосок. Эти полоски являются следами плоскостей скольжения на внешней полированной поверхности образца. После новой полировки эти следы исчезают и обычным травлением вновь не выявляются, если только на месте скольжений не образовались трещины. Тщательным исследованием (рис. 13 и 14) установлено наличие одной такой трещины, направление которой совпадает с осью четвертого порядка, лежащей в плоскости чертежа. На рис. 13 и 14 эта трещина хорошо видна в виде линии, совпадающей с горизонтальной осью четвертого порядка. Эта трещина шла в глубину 0,3 мм. При поворачивании шлифа по отношению к источнику света трещина с краями, вскрытыми вследствие растворяющего действия травителя, не меняет характера и не приобретает своеобразной блескости двойника. Это ясно видно при сравнении рис. 13 и 14. В то же время полосы, принимаемые нами за следы двойников, исчезают, изменяют характер окраски, оттенок, иначе блестят при изменении положения шлифа по отношению к источнику света. Тонкая пластинка (0,3 мм), срезанная параллельно поверхности излома, сломалась при слабом изгибе именно по трещине. Сломать пластинку так, чтобы излом прошел через одну из двойниковых полос, не удавалось ни в этом случае, ни в других. Пластинка изгибалась на 180°, не обнаруживая признаков излома. На рис. 14 заметно, как ряд двойниковых полос, параллельных следу плоскости (211), несколько сместился при переходе через трещину.

При изменении освещения часть полос, о которых идет речь, исчезает, но зато появляются новые, не видимые раньше. На рис. 13 хорошо заметны полосы с направлением (121), их почти нельзя обнаружить на рис. 14. Но на рис. 14 появились линии с направлением (211), кроме того, на фиг. 13 в левом нижнем углу заметно несколько полос с направлением (110). Очевидно, одна из плоскостей (112) может дать на плоскости (100) следы с направлением, отвечающим плоскости (110).

На поверхности излома мы нашли следы плоскостей (110) и (112). Следы этих же плоскостей мы обнаружили и на поверхности шлифа, параллельной поверхности излома. Все эти направления – следы граней тетрагонтриоктаэдра на грани куба. Эти следы – не выходы возможных поверхностей скольжения на поверхности излома, так как их не было бы заметно на несколько раз перешлифованном и полированном образце. Они отражают свет в одном определенном направлении. Это говорит за то, что их кристаллическая решетка ориентирована по-иному по сравнению с основным кристаллом. Приходится признать, что эти полосы являются следами выхода механических двойников, возникших в процессе ударной деформации, по граням триоктаэдра на плоскость (100).

В месте наиболее их частого расположения на 0,5 мм приходится около 15 двойников. На 0,03 мм имеется один двойник. Шлифы, изготовленные параллельно рассматриваемому на расстоянии до 3–5 мм от поверхности разрушения, сохраняют тот же характер в смысле расположения и вида двойников. Такую же в основном картину дают и другие образцы изломов, исследованные подобным же образом.

На рис. 15 дан аксонометрический чертеж излома, фотография которого представлена на рис. 12 (сталь № 4). Желая проследить направление и расположение двойников в монокристалле, мы взяли сломанный при температуре жидкого воздуха монокристалл той же стали № 4. Излом в этом кристалле прошел по двум взаимно перпендикулярным поверхностям. Эти две, пересекавшиеся под углом 90° , поверхности были исследованы и оказались гранями куба. Каждая из этих поверхностей была сошлифована на глубину $0,5\text{ мм}$. Затем кристалл был разрезан перпендикулярно линии их пересечения (ребру куба). Этот разрез дал третью грань куба. Искусственно полученная третья грань куба была отшлифована и отполирована.

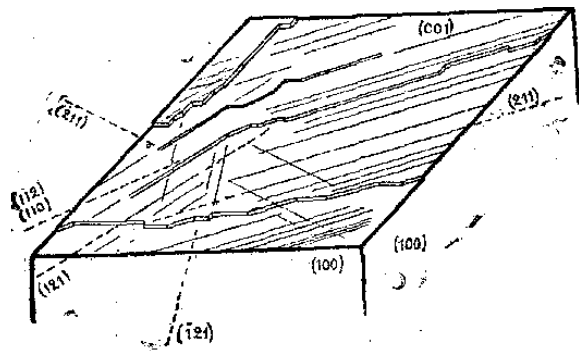


Рис. 15

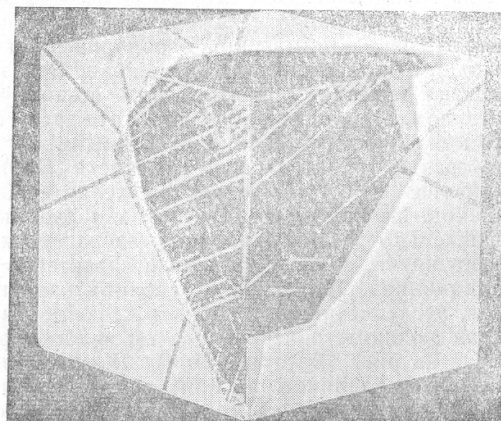


Рис. 16

Точность изготовления такого куба с размерами $6 \times 3 \times 4\text{ мм}$ колебалась в пределах $2-3^\circ$ отклонения ребер куба от их теоретического направления. Все три грани были протравлены пикриновой кислотой (спиртовой раствор) и сфотографированы при увеличении в 5 раз. Фотографии были наклеены на грани модели куба (рис. 16).

На рис. 16 хорошо видно, как следы одного и того же двойника проходят по двум и трем граням куба. Черными линиями на гранях куба обозначены следы плоскостей (112). Если принять верхнюю грань куба за плоскость (001), то левая боковая будет иметь индекс (100), а правая (010). Направление плоскостей, по которым расположились двойники, будет, очевидно, (112).

Аналогичную фотографию можно видеть на рис. 17. В данном случае монокристалл был изготовлен из стали № 3. Как и в предыдущем случае, в разрушенном монокристаллическом образце был обнаружен излом, идущий по двум граням куба, третья грань была получена искусственно. Монокристалл, испытывавший быстрый удар при -185° , весь пронизан двойниками. Шлифы кристаллов длиной около 25 мм , сломанных в жидком воздухе по методу Шарпи и Изода, изготовленные в разных местах по сечению образца, были покрыты сплошной сеткой двойников.

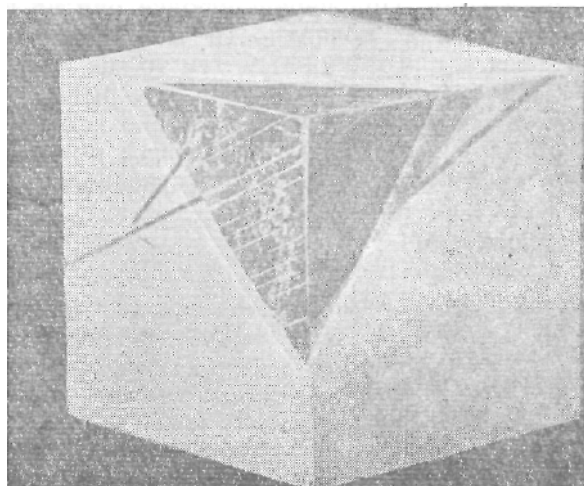


Рис. 17

На рис. 18 дан (при увеличении 100) протравленный пикриновой кислотой шлиф подобного образца из стали № 2. Шлиф изготовлен на расстоянии 10 мм от места излома. На образце типа Изода (с надрезом) после излома не было заметно пластической деформации, образец совершенно не был изогнут. На фотографии заметны двойники, идущие по двум направлениям. Границы двойников очень резко выражены.

Двойники (вернее – их следы на поверхности шлифа) имеют некоторую толщину порядка нескольких микронов. Принять эти полосы за что либо иное – трещины, следы сдвигов – вряд ли возможно. Тело двойников окрашены в более темный цвет, чем фон – основной кристалл. Это говорит об их иной ориентации по отношению к поверхности шлифа по сравнению с ориентацией основного кристалла.

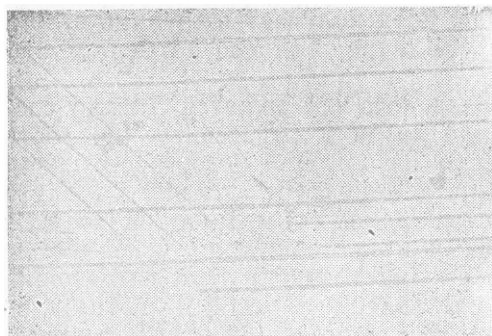


Рис. 18

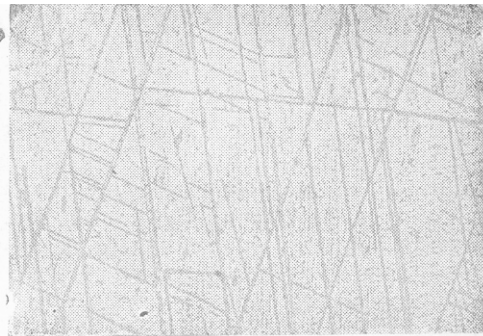


Рис. 19

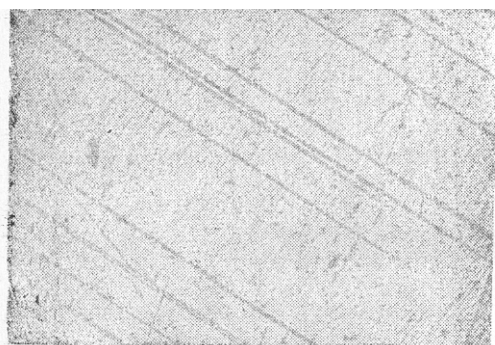


Рис. 20

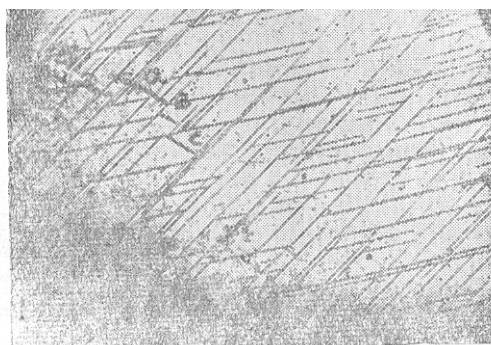


Рис. 21

На рис. 19 и 20 даны при том же увеличении шлифы сломанных в жидком воздухе монокристаллов из стали № 1 и 3. На рис. 19 заметны двойники, расположившиеся на плоскости шлифа по четырем направлениям. Из них два направления почти взаимно перпендикулярны. Это говорит о том, что поверхность шлифа почти параллельна грани куба.

После перешлифовки (с последующей полировкой) и травления шлифа повторяется в основном прежняя картина.

На рис. 21 представлен шлиф монокристалла близ места излома (сталь № 3). Нижняя граница образца является линией излома. Параллельно излому на шлифе заметны три черточки – *a*, *b* и *c*. Эта черточка – трещины, параллельные плоскости (100). При перешлифовке они не исчезают и хорошо заметны на нетравленной поверхности шлифа. При травлении их края сильно разъедаются, и они становятся тем толще, чем продолжительнее было травление. При изгибе образца они раскрываются.

Появление трещин даже близ места разрушения наблюдается не часто и в малом количестве. Определение удельного веса монокристаллических образцов до разрушения и после не дало существенного различия. Удельный вес кристалла с двойниками и без двойников одинаков. Последнее обстоятельство указывает также и на то, что деформирование при температуре жидкого воздуха в том случае, если получается хрупкий излом, не сопровождается заметным наклепом. Наличие наклепа и трещин сказалось бы на плотности металла.

На основании предыдущего материала, как нам кажется, можно сделать некоторые заключения. При быстрой ударной деформации (скорость удара порядка 330 м/сек.) монокристаллы из обычной обезуглероженной стали и кремне-марганцевой стали при температуре жидкого воздуха находятся на границе ударной хрупкости. Однородные монокристаллы с весьма малыми внутренними напряжениями могут при таких условиях, не разрушаясь, деформироваться пластически (изгибаться). При разрушении монокристалла поверхность излома представляет плоскость – грань куба при направлении удара (траектории пули) в пределах 60–90° к оси четвертого порядка (то есть к оси четвертого порядка, наиболее приближающейся к геометрической оси призматического или цилиндрического образца). Поверхность разрушения часто представляет почти зеркальную плоскость. Местами имеются уступы глубиной в несколько сотых (до 0,1) мм. Направление этих уступов совпадает со следами плоскостей (100) и (112) на поверхности излома. Последнее направление наиболее часто встречается у монокристаллов из обезуглероженных обычных сталей, а первое у стали с значительным содержанием кремния. Весьма вероятно, что эти уступы сов-

падают со следами возможных плоскостей скольжения (123), но вряд ли такое предположение правильно. В монокристаллах, испытавших удар со значительной скоростью, появляются многочисленные двойники, располагающиеся по плоскости порядка (112).

При отжиге деформированного кристалла в определенной области температур начинается рекристаллизация. Рекристаллизация в чистом железе начинается при температуре около 350° . Если в данном, подвергнутом рекристаллизации, образце имеется деформированная и недеформированная часть, то образование новых кристаллов происходит в месте их соприкосновения [17].

Когда в монокристалле образовались механические двойники, то возникновение новых центров кристаллизации приходится ожидать на границе двойник – основной кристалл [16]. Это будет лишь в том случае, если в процессе двойникования кристалл не подвергался пластической деформации обычного характера. Образование механических двойников создает неравномерность в распределении энергии, вызванную особым состоянием атомов на границе соприкасающихся атомных слоев.

Основной кристалл и двойник ориентированы совершенно симметрично относительно двойниковой плоскости. Поэтому нет особых оснований ожидать исчезновения двойников при рекристаллизации. Основой кристалла и двойник кристаллографически "равноправны". Основной кристалл может при рекристаллизации увеличиваться, поглощая двойник, но и двойник способен расти за счет основного кристалла.

Мы сделали такой опыт: поликристаллический образец с крупными кристаллитами (из стали № 3) с предварительно полированной баковой поверхностью был сломан выстрелом при температуре жидкого воздуха. Никаких, признаков изгиба в обеих половинках разрушенного образца не было найдено. Все кристаллы были после излома пронизаны большим количеством двойников. Сломанный образец был отожжен в вакууме при температуре 870° в течение 30 минут. На полированной поверхности никаких изменений не было замечено. Число двойников не увеличилось и не уменьшилось, новых кристаллитов на поверхности кристалла не возникло. Поверхность, шлифа была сошлифована на глубину 0,05 мм, и на ней после травления выявилась та же структура, что и на полированной поверхности монокристалла. После исследования шлифа образец был вновь подвергнут отжигу при той же температуре, но уже в течение трех часов. После полировки (без шлифовки) и травления на поверхности были обнаружены прежние двойники и на границах двойник-кристалл появились в результате рекристаллизации новые кристаллиты (рис. 22).

На рис. 22 (увеличение 5) поверхностью излома является нижняя граница образца. Как видно, она перпендикулярна правой боковой поверхности шлифа. Поверхность излома определена, как грань куба. Со второй гранью куба достаточно удовлетворительно совпадает правая боковая поверхность, а с третьей – рассматриваемая плоскость шлифа.

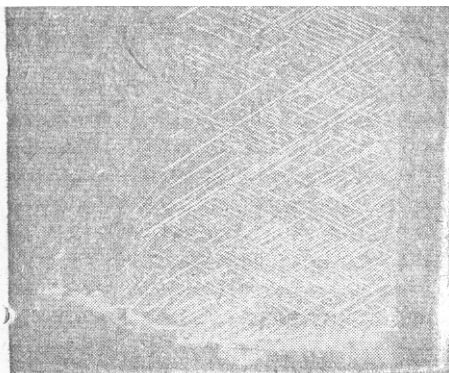


Рис. 22

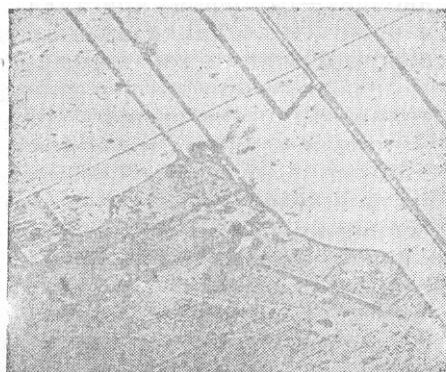


Рис. 23

Некоторые места этого шлифа сфотографированы при увеличении 200 (рис. 23 и 24). Двойники на рис. 23 имеют толщину порядка 0,005–0,01 мм. В левом нижнем углу фотографии видна часть крупного кристаллита, образовавшегося во время второго трехчасового отжига. Судя по расположению и окраске, этот кристаллит сохранил ориентировку двойника. Видимо, этот кристаллит представляет собой выросший за счет основного кристалла двойник. Об этом свидетельствует и прямолинейность части границ кристаллита, параллельных следам двойников на шлифе. В верхней части кристаллита заметен отросток-двойник. Вероятно, из этого двойника и вырос кристаллит, о котором идет речь.

На рис. 24 виден кристаллит, образовавшийся за счет роста двойникового кристалла. Увеличиваясь в размерах, он соединил два соседних двойника, одинаково ориентированных. Ориентировка всех двойников данного направления и этого кристаллита совершенно одинаковы. Образец несколько раз тщательно перешлифовывался и травился пикриновой кислотой и путем окисления поверхности при нагревании до цветов побежалости. При этом были установлены размеры кристаллита по направлению, перпендикулярному плоскости шлифа, а также его неизменная связь с двумя соседними двойниками и одинаковая с ними ориентировка (по одинаковой окрашиваемости).



Рис. 24



Рис. 25

Этот же образец еще подвергался нагреву в продолжение $6\frac{1}{2}$ часов. Общая продолжительность нагрева равнялась десяти часам. После этого отжига на шлифе были обнаружены вновь образовавшиеся кристаллиты, но характер двойников, в общем, не изменился (рис. 25, увеличение 200, травлен пикриновой кислотой).

Подобные опыты – были повторены с крупнокристаллическими образцами из других сталей (стали №№ 1, 2 и 4). Полученные результаты не отличались от описанных.

Очевидно, мы имеем дело действительно с типичными – механическими двойниками.

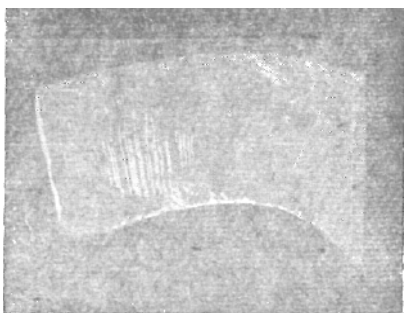


Рис. 26



Рис. 27



Рис. 28



Рис. 29

Для выяснения роли скольжения при ударной деформации моно- и крупнокристаллических образцов из исследованных сталей были изготовлены квадратные образцы без надреза с полированной и протравленной поверхностью. Они изгибались ударом по схеме Шарпи. На образцах, не сломавшихся при температуре жидкого воздуха, была ясно видна штриховка, появляющаяся обычно при статической деформации полированных образцов. Подобная штриховка на полированной поверхности кристаллитов считается следами поверхностей скольжения. На рис. 26 и 27 хорошо видна такая штриховка на поверхности деформированных ударом при температуре жидкого воздуха образцах из стали № 3. Рис. 26 и рис. 27 представляют фотографии одного и того же образца при различном освещении (увеличение 5). Хорошо заметны перпендикулярные оси образца яркие полосы и менее заметна густая штриховка в верхней части образца, почти параллельная его оси (рис. 26). На рис. 27 исчезли линии, перпендикулярные оси, но появилась серия полос, наклонных к оси (линии, идущие от вогнутой поверхности). После фотографирования с образца был снят слой толщиной около 1 мм, и получившаяся плоскость, параллельная боковой поверх-

ности образца, которую мы только что рассматривали, была отполирована и протравлена пикриновой кислотой. После травления шлиф был сфотографирован при том же увеличении, что и рис. 26 и 27 (рис. 28 и 29). Эти фотографии сняты при таком же освещении, как и предыдущие (рис. 26 и 27). Как видно, каждой линии на поверхности образца соответствует линия на шлифе. Очевидно, эти линии представляют следы двойников на поверхности образца, а не линии скольжения.

Рассматривая шлиф при достаточно больших увеличениях, мы обнаружили, что эти линии, не исчезающие при последующих перешлифовках образца, не что иное, как двойники. Но двойники в данном случае оказались изогнутыми. Несмотря на тщательное исследование образцов, никаких следов трещин в них обнаружено не было. Рассматривание ряда других подобных образцов дало аналогичные результаты. Вместе с тем следов поверхностей скольжения на поверхности образца нам не удалось обнаружить.

Изогнутые двойники наблюдались нами ранее в деформированных ударом монокристаллах, и мы задержимся несколько на этом интересном явлении. На рис. 30 (увеличение 100, шлиф травлен пикриновой кислотой) видно большое количество изогнутых двойников на границе двух крупных кристаллов (сталь № 3). Образец был изогнут быстрым ударом при комнатной температуре. Фотография снята недалеко от места с наибольшей деформацией. Радиус кривизны изогнутых двойников колеблется примерно около 4 мм. На рис. 31 (увеличение и травление – как и в предыдущем случае) дана фотография шлифа монокристалла из стали № 1, изогнутого ударом при обычной температуре. Радиус кривизны некоторых двойников в этом случае равен приблизительно 0,2 мм. Изгиб, испытанный ими, достаточно велик. Толщина двойниковых полосок, определенная при большем увеличении, порядка 3–4 микронов. Весьма сильный изгиб (на рис. 31) испытали не все двойники: идущие вертикально двойники сохранили до некоторой степени свою параллельность. Подобная картина наблюдается также на рис. 30. Рис. 32 представляет снимок части изогнутого (по схеме Шарпи) при комнатной температуре крупнокристаллического образца из стали № 4. На фотографии изображена часть образца, лежащая на опоре, проходившей вертикально по отношению плоскости шлифа. Видимое слева углубление является следом удара об опору. Двойники около места деформации изогнулись весьма причудливо. Однако трещин в металле не обнаружено ни при рассматривании в микроскоп, ни при глубоком травлении образца, разрезанного на несколько параллельных шлифов. Образовавшиеся при температуре жидкого воздуха двойники обычно прямолинейны. Повидимому, двойники возникают в начальный момент деформации и развиваются чрезвычайно быстро. Скорость деформации металла в месте соприкосновения с опорой (рис. 32) равна или, во всяком случае, весьма близка к скорости пули, т.е. она порядка 300–350 м/сек. Величина смятия образца около опоры равна 0,1 мм и время, в течение которого шла пластическая деформация, было порядка миллионных долей секунды. По-видимому скорость образования двойников равна скорости звука.

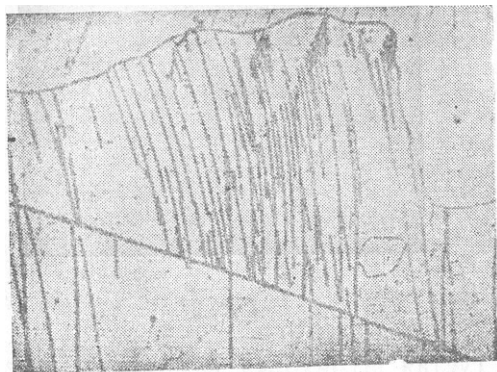


Рис. 30

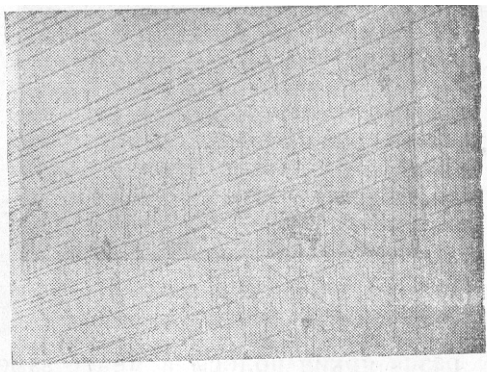


Рис. 31

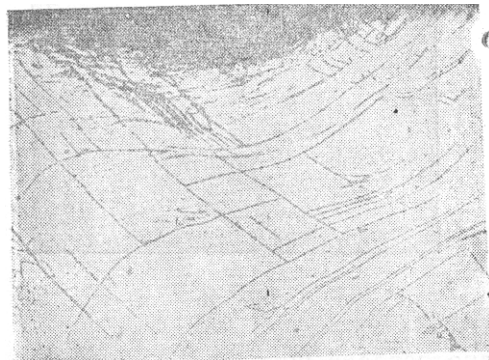


Рис. 32



Рис. 33

Ответ на вопрос, является ли наличие двойников признаком динамической хрупкости стали, получится в итоге изучения свойств кристалла, пронизанного двойниками. Мы взяли несколько крупнокристаллических образцов (сталь № 3; и ломали их выстрелом при температуре жидкого воздуха (схема Изода). На рис. 33 изображен такой образец. Пуля ударила слева направо в плоскости фотографии в верхнюю часть образца, которая отскочила. Около места излома образец слегка согнут. В остальной части заметных пластических деформаций нет, образец совершенно прямолинеен. На рис. 34 дана фотография того же образца, но при другом освещении. Перед фотографированием боковая поверхность образца была сошлифована на глубину 0,3 мм, отполирована и протравлена пикриновой кислотой. Все кристаллы образца густо испещрены следами двойников. Есть все основания полагать, что механические, свойства образца не изменены, так как наклеп отсутствует. Небольшой наклеп имеется; лишь около места излома. В обычном смысле наклепа нет; если и есть какая-либо пластическая деформация, то это результат двойникования. Такой образец, в каждом кристаллите которого имеется большое количество двойников различного направления, вновь деформировался выстрелом при комнатной температуре (по схеме Изода). Образец, вторично деформированный, представлен на рис. 35. Перед фотографированием с него был снят (с той же поверхности, которая изображена на рис. 33 и 34) слой металла толщиной около 0,2 мм; он был полирован и протравлен пикриновой кислотой. В месте максимальной деформации поперечное сечение образца изменилось весьма сильно, превратившись в неправильную трапецию. Растянутое место (левая часть образца, вверху на фотографии) сделалась тоньше, и снятие 0,2 мм не уничтожило впадины, заметной на фотографии. В том месте, где ударила пуля, в верхней части образца образовалось вмятина глубиной около 0,2 мм. Количество двойников во всех кристаллитах образца после изгиба сильно увеличилось, и двойники старые и вновь возникшие искривились. Несмотря на весьма значительную пластическую деформацию, никаких следов разрушения металла образца не наблюдалось. После длительного глубокого травления также не было найдено трещин. Подобным образом было испытано несколько образцов из стали №№ 1, 2, 3 и 4. Результаты во всех случаях получились сходные. Как нам кажется, можно утверждать, что наличие механических двойников в железе не вызывает какой либо особой хрупкости металла. Действительная скорость деформации в месте наибольшего изгиба была, конечно, меньше 350 м/сек — скорости движения конца образца в момент удара пулей; но все-таки порядок этой скорости 50–70 м/сек.

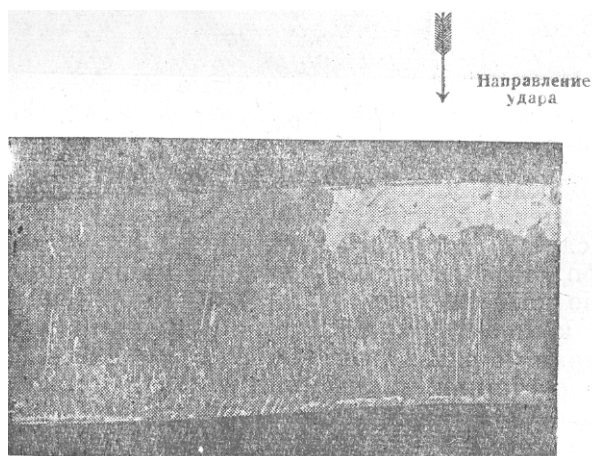


Рис. 34

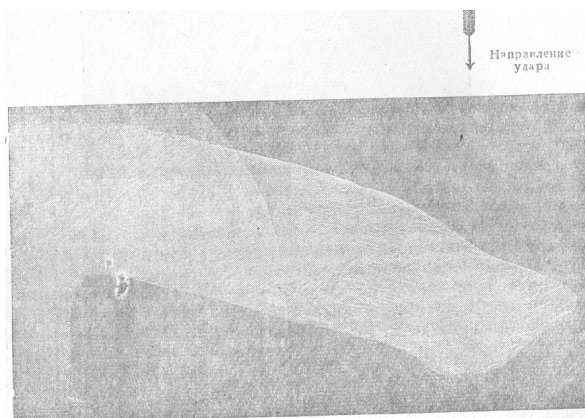


Рис. 35

На основании изложенного можно предполагать, что при очень низких температурах скольжение в кристаллах феррита отсутствует. При значительных скоростях деформации уже при обычной температуре в кристаллах феррита возникают двойники со скоростью, близкой к скорости звука. В процессе далеко идущей пластической деформации образовавшиеся двойники изгибаются. Появившиеся в кристаллах феррита двойники даже в очень большом количестве не снижают ударную вязкость кристаллов, — по крайней мере, при комнатной температуре.

В кристаллитах не появляются трещины даже в растянутых местах, где относительное удлинение достигает до 30%.

При исследовании монокристаллов и поликристаллических образцов из обезуглероженных сталей, содержащих Mn и V, наблюдалась несколько иная картина. Излом при температуре жидкого воздуха проходил во всех случаях по плоскости (100). Всегда при температуре жидкого воздуха ломались лишь монокристаллы с надрезов. Не надрезанные полированные образцы, особенно из стали, содержащей ванадий, часто изгибались без трещин. Поверхности излома мало чем отличались от поверхностей излома кристаллов из обычной нелегированной стали. На поверхности излома всегда были хорошо заметны вышедшие на поверхность двойники.

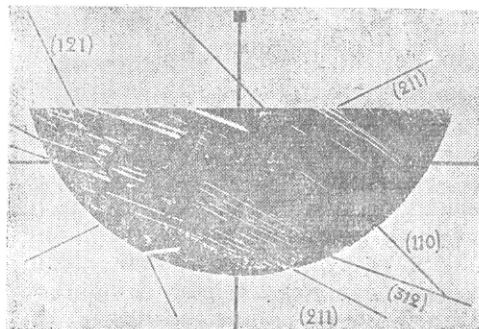


Рис. 36

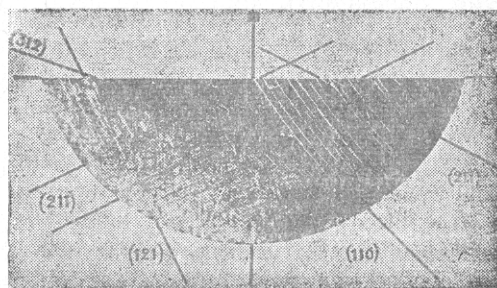


Рис. 37

На рис. 36 и 37 даны фотографии (при увеличении 6) излома и шлифа стали № 6, протравленного пикриновой кислотой. Шлиф изготовлен параллельно поверхности излома надрезанного монокристалльного образца на расстоянии 0,2 мм от излома. Рис. 36 и 37 сфотографированы при различном направлении освещения по отношению к поверхности шлифа. Хотя монокристалл был сломан выстрелом при температуре жидкого воздуха, но на фотографии заметно большое количество искривленных двойников. В правой части рис. 36 заметна серия искривленных двойников. Искривленные двойники двух направлений видны также и на рис. 37.

Поверхность излома образца совпадает с плоскостью (001), и направление искривленных двойников до их деформации совпадало, по-видимому, с (112). Сильное искривление двойников весьма значительно затрудняет точное определение их начальной ориентации. Наряду с направлением двойникования (112) на этих фотографиях хорошо выражено еще одно направление двойникования (123), не встречавшееся нам до сих пор при исследовании деформации монокристаллов из других сталей. При изучении деформированных при низких температурах кристаллов стали № 6 двойники со следами, соответствующими плоскости (123), встречались почти всегда наряду с двойниками, залегающими по плоскости (112). Такое направление двойникования было проверено уже описанным методом выпиливания кубов, правильно ориентированных по отношению к поверхности излома монокристалла. Видимо эта плоскость двойникования (123) является характерной именно для кристаллов твердого раствора железо-ванадий-хром, обладающего решеткой α -железа.

В одном-двух монокристаллах, изготовленных из обезуглероженной стали № 1 (с повышенным содержанием марганца) были обнаружены в небольшом числе такие же плоскости двойникования (123).

Как мы показали, по мере снижения температуры ударных испытаний количество поверхностей скольжения уменьшается, и увеличивается число образовавшихся двойников. Можно сказать, что пластическая деформация при понижении температуры меняет свой характер. Двойникование дает некоторое остающееся формоизменение кристалла. Сдвойникованный кристалл меняет в известной степени свою внешнюю форму. Даже весьма многочисленные двойники, если их толщина невелика, не могут дать такого сильного формоизменения, как обычное скольжение и соответствующий ему поворот кристаллитов. Но все-таки появление нового направления двойникования, именно (123), в данном случае (кроме уже имеющегося) (112), способно вызвать некоторое дополнительное изменение формы и этим обеспечить дополнительную пластическую деформацию.

Этим фактом можно объяснить большую ударную вязкость при низких температурах сталей с присадками ванадия и марганца по сравнению со сталями обычного состава.

Наличие некоторой вязкости при температуре жидкого воздуха стали № 6 подтверждается образованием изогнутых двойников. Искривление двойников само по себе указывает на пластическую деформацию в данном месте. Двойники могут деформироваться вследствие последующего (после образования двойников) скольжения отдельных элементов кристалла под углом к плоскости двойникования. Изгиб двойников будет и в том случае, если двойники разных направлений образуются не одновременно, а в некоторой последовательности. Можно предположить, что первыми возникают двойники с направлением (112), а затем (123), или первоначально появляется наиболее выгодное (для данного расположения оси кристалла и направления удара) направление двойникования, скажем, (211), а затем (121). Подобное предположение трудно доказать, но в нем ничего невероятного нет, и это предположение объясняет искривление двойников без участия обычных сдвигов. Если двойники образуются со скоростью распространения упругой волны в кристалле (скорость звука), то, очевидно, эта скорость их возникновения должна зависеть от значения модуля упругости первого рода в данном направлении. Как известно, модуль упругости меняется довольно сильно с изменением направления в данном кристалле. Поэтому, вероятно предположение, что двойники по поверхностям (112) образуются в первую очередь, а затем появляются двойники по плоскостям (123). Двойникование по последним плоскостям может вызвать искривление первоначально появившихся двойников. Можно сказать, что искривление двойников может вызвать и последующее скольжение и последующее двойникование.

Изучение ударного излома мелкокристаллического металла повторило в основном описанную картину. Проходящая по кристаллитам линия излома сопровождается появлением двойников. Чем крупнее зерна металла, тем больше в них двойников. Определить ориентацию двойников было крайне затруднительно, как и кристаллографическое значение поверхностей разрушения отдельных кристаллитов. Все же целый ряд косвенных методов исследования (фигуры травления, направление отражения наибольшей яркости) подтвердил, что плоскости разрушения являются гранями куба, а двойники располагаются по поверхностям (112). В отдельных кристаллитах также наблюдается весьма значительное искривление образовавшихся при ударе двойников.

VI. Заключение

Основываясь на предыдущем, можно дать некоторые обобщающие выводы.

При динамическом разрушении при низких температурах с большой скоростью монокристаллов, крупнокристаллических и мелкозернистых образцов из более или менее чистого феррита и феррита с небольшими присадками марганца, кремния и ванадия (одновременно с хромом) поверхностью разрушения является грань куба (100).

Если поверхностью излома не является зеркальная плоскость, что наблюдается при разрушении монокристаллов небольшого сечения (около одного квадратного миллиметра), то обычно получается уступчатый излом. Высота образовавшихся параллельных уступов весьма невелика – порядка сотых миллиметра. Переход от одной параллельной плоскости к другой, от одного уступа к соседнему осуществляется по плоскостям (100), (112) и реже по (110).

Можно думать о возможности (при подходящих условиях опыта) получения основного излома по одной из этих плоскостей. В наших исследованиях этого, однако, не наблюдалось.

Безусловно хрупкий, без заметных остаточных деформаций, излом при температуре кипения жидкого воздуха получается лишь в случае надрезанных монокристаллических образцов. Не надрезанные круглые хорошо полированные монокристаллы иногда только изгибаются без следов разрушения. Чем однороднее структура монокристалла, чем полнее прошла диффузия в итоге длительного (сотни часов) отжига, чем меньше внутреннее напряжение (снятые отжигом с очень медленным охлаждением), тем ниже температура хрупкого излома. В этом случае температура хрупкого излома может лежать много ниже температуры кипения жидкого воздуха.

На поверхности излома, кроме уступов, обнаруживаются следы выхода двойников. Плоскости, по которым располагаются двойники, являются плоскостями (112). При низких температурах и больших скоростях деформирования обычное скольжение начинает исчезать, и пластическая деформация при низких температурах может осуществляться лишь за счет двойниковых сдвигов кристаллов.

В кристаллах феррита, легированного ванадием и хромом, а также марганцем, появляется кроме плоскости двойникования (112), еще новая плоскость, по которой располагаются двойники (123). Вследствие этого возможность пластической деформации за счет двойникования кристалла делается еще более вероятной. В легированных кристаллах феррита исчезновение обычного скольжения наблюдается при более низкой температуре, чем в обычных кристаллах. Трудно сказать, почему легирующие присадки в таких сравнительно небольших количествах способствуют сохранению скольжения при низких температурах и появлению лишних плоскостей двойникования. Вполне вероятно, что в этом случае сказывается более хорошая раскисленность сталей, легированных ванадием, их большая чистота от субмикроскопических включений. Меньшее количество мельчайших частиц выделяющихся при старении или медленном охлаждении, облегчает развитие скольжения и образование двойников, облегчает ход пластической деформации.

Появление двойников в кристаллитах феррита само по себе не "портит" металла. Сдвойникованные (без появления скольжения) крупные кристаллы феррита обнаруживают при комнатной температуре значительную динамическую вязкость. Они дают при быстрой ударной деформации весьма значительные пластические деформации.

Наблюдается искривление ранее образовавшихся двойников за счет скольжения и появления в определенной последовательности новых плоскостей двойникования.

Можно утверждать, что двойники, как таковые, не являются причиной холодноломкости кристаллов феррита. Двойники обеспечивают своим появлением некоторую пластическую деформацию, заменяющую скольжение, отсутствующее при низких температурах, и тем снижают хрупкость.

ЛИТЕРАТУРА

1. Авербух Б.Д., Чуфаров Г.И. — Металлург. 7, 48. 1939.
2. Беляев С.Е. — Механические свойства авиационных материалов при низких температурах. Оборонгиз. 1940.
3. Бессонов К.А. — Изв. Сиб. Инст. Металлов. I, 163. 1934.

4. Болдырев А.К. — Курс описательной минералогии. Ленинград. 1925.
5. Брянецев П.А. — Вестник металлопром. 12, 70. 1937.
6. Брянецев П.А. — Вестник металлопром. 6, 40. 1938.
7. Бунин К.П. — Металлург. 1, 97. 1937.
8. Бутурлин Г.А. — Пулевое охотничье оружие. Всесоюзотсоюз. 1929.
9. Вейнберг Гр. и Прошутинский С.И. — Металлург. 9, 3. 1938.
10. Гогоберидзе Д.Б. — Механическое двойникование. ГОНТИ. 1938.
11. Давиденков Н.Н. — Проблема удара в металловедении. АН СССР. 1938.
12. Давиденков Н. и Шевандин Е. — Ж. эксп. теор. физики. 6. 261. 1936.
13. Добровидов А.Н. — Холодноломкость углеродистой стали, ОНГТИ. 1937.
14. Добровидов А.Н. — Ж. техн. физ. IV. 1, 27. 1927.
15. Карпенгер Г. — Успехи физики. ОНТИ. 1933.
16. Колесников А.Ф., Воеводин В.Н. и Богомолова М.Н. — Труды Сиб. ф-т. инст. 3, 201. 1938.
17. Кузнецов В.Д. — Физика твердого тела. I. 1932.
18. Патон Е.О. и Буштетт П.П. — Металлографическое исследование сварочного железа. ОГИЗ. 1931.
19. Сахаров П.В. — Исследование вопроса об отжиге котельного железа. 1927.
20. Сахаров П.С. — Ж. техн. физики. VI, 1388. 1937.
21. Филатов Н. — Краткие сведения об основаниях стрельбы. Госвоенизд. 1936.
22. Хвольсон О.Д. — Курс физики. II. 33. 1923.
23. Шевандин Е. — Ж. техн. физики. VIII, 441. 1938.
24. Шевандин Е.М. — Ж. техн. физики. X, 402. 1940.
25. Шенк Г. — Физико-химия металлургических процессов. ОНТИ, I. 1935.
26. Шмидт Е. и Боас В. — Пластичность кристаллов. ГОНТИ. 1938.
27. Яковлева Э. — Металлург. II, 68. 1935.
28. Baukloh H. и Guthmann H. — Arch. f. d. Eisenhüttenwesen. 4, 201. 1935.
29. Edwards C.A. и Pteil L.B. — Journ. Ir. a. Steel Inst. 109, 129. 1924.
30. Hanel R. — V. D. I. 410. 1937.
31. Georgieff M. и Schmid E. — ZS f. Physik. 5, 607. 1930.
32. Goerens P. — Handbuchd. Exper. Physik. 5, 607. 1930.
33. O'Neill. — Journ. Ir. a. Steel Inst. 113, 417. 1936.
34. Sauerwald F., Schmidt K. и Kramer G. — ZS f. Physik. 67, 179. 1931.
35. Schafer R. — Die Konstruktionsstähle. 172. 1923.
36. Tavlör G.I. и Elam C.F. — Proc. R. Soc. 112, 337. 1926.

ДОБРОВИДОВ АЛЕКСАНДР НИКОЛАЕВИЧ

(1894–1980)



Родился в г.Аткарске Саратовской губернии, в 1912 году поступил и в 1919 году окончил механическое отделение Томского технологического института (ныне политехнический университет). С 1920 года на преподавательской работе в ТТИ (ТПИ, ТПУ): ассистент, доцент (1927 год), профессор (1932 год), заведующий кафедрой металловедения и технологии металлов (с 1934 года по 1970 год), декан механико-машиностроительного факультета (с 1934 года по 1937 год). В 1942 году присуждена ученая степень доктора технических наук. В пятидесятых годах организовал сектор металлов в Сибирском отделении АН СССР. В 1964 году присвоено почетное звание "Заслуженный деятель науки и техники РСФСР".

А.Н. Добровидов — автор более 50 научных трудов по вопросам металловедения, среди которых широкую известность получили работы по свойствам сталей в условиях низких температур, по литым инструментальным сталям. Им подготовлены 37 кандидатов наук и 1 доктор наук.

Многолетняя научно-педагогическая деятельность А.Н. Добровидова отмечена правительственными наградами: орденами Ленина, Трудового Красного Знамени, Знак Почета, медалью "За доблестный труд в Великой Отечественной войне 1941–1945 гг."